

**UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA “JÚLIO DE MESQUITA FILHO”
FACULDADE DE ENGENHARIA
CAMPUS DE ILHA SOLTEIRA**

DANILO ANTÔNIO GOMIDE

**ANÁLISE MICROESTRUTURAL DE REVESTIMENTOS APLICADOS PARA O
REPARO DE TURBINAS HIDRAULICAS ERODIDAS POR CAVITAÇÃO**

Ilha Solteira
2018

DANILO ANTÔNIO GOMIDE

**ANÁLISE MICROESTRUTURAL DE REVESTIMENTOS APLICADOS PARA O
REPARO DE TURBINAS HIDRAULICAS ERODIDAS POR CAVITAÇÃO**

Dissertação apresentada à Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira – UNESP, para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Área de conhecimento: Materiais e Processos de Fabricação.

Prof. Dr. Juno Gallego
Orientador

Ilha Solteira
2018

FICHA CATALOGRÁFICA
Desenvolvido pelo Serviço Técnico de Biblioteca e Documentação

G633a Gomide, Danilo Antônio.
Análise microestrutural de revestimentos aplicados para o reparo de turbinas hidráulicas erodidas por cavitação / Danilo Antônio Gomide. -- Ilha Solteira: [s.n.], 2018
98 f. : il.

Dissertação (mestrado) - Universidade Estadual Paulista. Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira. Área de conhecimento: Materiais e Processos de Fabricação, 2018

Orientador: Juno Gallego
Inclui bibliografia

1. Aço inoxidável com cobalto. 2. Revestimento. 3. Processos de soldagem.
4. Caracterização microestrutural. 5. Reparo de turbinas hidráulicas.

CERTIFICADO DE APROVAÇÃO

TÍTULO DA DISSERTAÇÃO: ANÁLISE MICROESTRUTURAL DE REVESTIMENTOS APLICADOS PARA O REPARO DE TURBINAS HIDRAULICAS ERODIDAS POR CAVITAÇÃO

AUTOR: DANILO ANTONIO GOMIDE

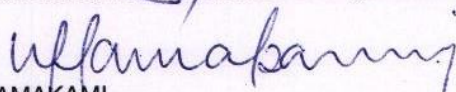
ORIENTADOR: JUNO GALLEGÓ

Aprovado como parte das exigências para obtenção do Título de Mestre em ENGENHARIA MECÂNICA, área: MATERIAIS E PROCESSOS DE FABRICAÇÃO pela Comissão Examinadora:



Prof. Dr. JUNO GALLEGÓ

Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira



Prof. Dr. WYSEY JOSE YAMAKAMI

Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira



Prof. Dr. CLEITON LAZARÓ FAZOLO DE ASSIS

Departamento de Engenharia Mecânica / INSTITUTO FEDERAL DE SÃO PAULO - IFSP

Ilha Solteira, 27 de julho de 2018

DEDICATÓRIA

Dedico ao meu pai Osvaldo Aparecido Gomide e a minha mãe Tânia Regina Nardez Gomide, por sempre me apoiarem e me ajudarem a realizar um sonho.

AGRADECIMENTOS

À Deus por minha vida, me proteger e iluminar em toda a minha vida.

Ao meu pai Osvaldo Aparecido Gomide e a minha mãe Tânia Regina Nardez Gomide, por toda luta, dedicação e apoio para me ajudar a realizar um sonho.

Aos meus irmãos Lucas Nardez Gomide e Maria Isabel Gomide por todo apoio e carinho.

Aos meus amigos de República pela amizade e companheirismo em todos os momentos.

Ao me orientador e amigo Juno Gallego por acreditar no meu potencial, por me incentivar, apoiar e proporcionar um grande crescimento pessoal e profissional, minha eterna gratidão.

Ao técnico Diego Alcântara que muito ajudou na preparação das amostras.

A UNESP e ao Departamento de Engenharia Mecânica da UNESP – Campus de Ilha Solteira pelo apoio, disponibilizando os Laboratórios.

Aos técnicos Laboratório de Caracterização Estrutural do Departamento de Materiais da UFSCAR, pela cooperação em alguns ensaios.

RESUMO

A cavitação ocorre inerente ao processo de produção de energia elétrica nas Usinas Hidrelétricas, ocasionando perda progressiva de massa, afetando o desempenho e potência obtidos das turbinas hidráulicas, sendo necessário o seu reparo. Visando minimizar desgaste utiliza-se uma técnica de engenharia de superfície que é aplicar uma camada de material resistente a cavitação. Dentre esses materiais destacam-se os aços inoxidáveis com cobalto, por causa de sua dureza, baixa energia de falha de empilhamento e capacidade de endurecimento por deformação. As deposições desses materiais são realizadas por processos de soldagem, como a soldagem a arco elétrico com atmosfera gasosa ou por soldagem com arame tubular, devido ao baixo custo, elevada taxa de deposição, qualidade de acabamento superficial e baixa taxa de diluição. Diante deste contexto, esse trabalho foi realizado para analisar a camada de aço inoxidável austenítico com cobalto e verificar a influência da camada de amanteigamento. Sendo assim, foram produzidas duas séries de amostra, cada uma composta por três corpos de provas, sendo diferenciadas pela energia de soldagem utilizadas no processo, obtidas pela variação da corrente de soldagem, 98 A, 143 A e 198 A. Na primeira série foi simulado uma condição de reparo das turbinas hidráulicas, utilizando como metal base o aço ASTM A36, sendo depositado sobre ele o arame AWS E70-S6, como camada de preenchimento, posteriormente foi aplicado o arame AWS E309-T1, camada de amanteigamento, e por último foi depositado o aço inoxidável austenítico com cobalto, como revestimento. Na segunda série as amostras foram produzidas sem a camada de amanteigamento. A microestrutura foi analisada por macrografia e microscopia eletrônica de varredura. Os resultados mostraram boa interação metalúrgica entre as diferentes camadas e microconstituintes correspondentes aos investigados na literatura. A microanálise por EDS demonstra a baixa diluição do processo de soldagem utilizado. Os ensaios de difração de raio-X foram capazes de identificar as estruturas de cada camada, como a estrutura CFC no material resistente a cavitação. O ensaio de microdureza instrumentado demonstra a capacidade de o revestimento com cobalto resistir à cavitação e que é dispensável a camada de amanteigamento.

Palavras-chave: Aço inoxidável com cobalto. Revestimento. Processos de Soldagem. Caracterização microestrutural. Reparo de turbinas hidráulicas.

ABSTRACT

Cavitation occurs inherently to the process of production of electric power in the Hydroelectric Power Plants, causing progressive loss of mass, affecting the performance and power obtained from the hydraulic turbines, being necessary its repair. In order to minimize wear, a surface engineering technique is used to apply a layer of cavitation resistant material. Among these materials stand out the cobalt stainless steels, because of their hardness, low stacking failure energy and strain hardenability. The depositions of these materials are carried out by welding processes, such as Gas Metal Arc Welding or by Flux Cored Arc Welding, due to the low cost, high deposition rate, surface finish quality and low dilution rate. Considering this context, this work was carried out to analyze the austenitic stainless steel layer with cobalt and to verify the influence of the buttery layer. Therefore, two series of samples, each composed of three test bodies, were differentiated by the welding energy used in the process, obtained by the variation of the welding current, 98 A, 143 A and 198 A. In the first group, a hydraulic turbine repair condition was simulated using ASTM A36 steel as the base metal. The AWS E70-S6 wire was deposited on it as a fill layer, after which the AWS E309-T1 wire was applied. and finally the austenitic stainless steel with cobalt was deposited as a coating. In the second group of samples were produced without the buttery layer. The microstructure was analyzed by macrography and scanning electron microscopy. The results showed good metallurgical interaction between the different layers and microconstituents corresponding to those investigated in the literature. Microanalysis by EDS demonstrates the low dilution of the welding process used. The X-ray diffraction tests were able to identify the structures of each layer, such as the CFC structure in the cavitation resistant material. The instrumented microhardness test demonstrates the ability of the cobalt coating to withstand cavitation and that the buttery layer is dispensable.

Keywords: Stainless steel with cobalto. Coating. Welding Processes. Microstructural characterization. Repair of hydraulic turbines.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 -	Matriz energética brasileira.....	15
Figura 2 -	Principais tipos de rotores de turbinas. a) Rotor Pelton. b) Rotor Francis. c) Rotor Kaplan.....	16
Figura 3 -	Exemplo de Rotores de turbinas hidráulicas danificados por cavitação.....	18
Figura 4 -	Diagrama de fases da água, com a variação de pressão e temperatura.....	19
Figura 5 -	Curva de progressão da erosão cavitacional.....	22
Figura 6 -	Típicas curvas de erosão obtidas em teste de cavitação.....	23
Figura 7 -	Aspecto das superfícies de revestimento em aço inoxidável austenítico com cobalto, erodidas por cavitação em diferentes tempos de ensaio.....	26
Figura 8 -	Amostras de Stellite 6 aplicadas por diferentes parâmetros de soldagem.....	30
Figura 9 -	Esquema de fonte de soldagem GMAW/FCAW.....	36
Figura 10 -	Fluxograma do planejamento experimental.....	39
Figura 11 -	Disposição das camadas de soldagem do metal base ASTM A36.....	42
Figura 12 -	Tipos de corpos de provas produzidos, (a) corpo de prova (I), (b) corpo de prova (II) e (c) corpo de prova (III).....	43
Figura 13 -	Trabalhos de indentação elástico e plástico.....	47
Figura 14 -	Análise macro aostras S1 (a), S2 (b), S3 (c), S4 (d), S5 (e) e S6 (f).....	53
Figura 15 -	Perfil de macrodureza Vickers em relação às camadas de materiais depositados nas amostras S1 (a), S2 (b) e S3 (c).....	55
Figura 16 -	Perfil de macrodureza Vickers em relação às camadas de materiais depositados nas amostras S4 (a), S5 (b) e S6 (c).....	56
Figura 17 -	Comparativo dos valores médios de macrodureza Vickers das amostras S1, S2 e S3.....	57
Figura 18 -	Comparativo dos valores médios de macrodureza Vickers das amostras S4, S5 e S6.....	57
Figura 19 -	Perfil de microdureza Vickers em relação às camadas de materiais depositados nas amostras S1 (a), S2 (b) e S3 (c).....	60
Figura 20 -	Perfil de microdureza Vickers em relação às camadas de materiais depositados nas amostras S4 (a), S5 (b) e S6 (c).....	61
Figura 21 -	Comparativo dos valores médios de microdureza Vickers das amostras S1, S2 e S3.....	62
Figura 22 -	Comparativo dos valores médios de microdureza Vickers das amostras S4, S5 e S6.....	62
Figura 23 -	Perfil de N_{it} em relação às camadas de materiais depositados nas amostras S1 (a), S2 (b) e S3 (c).....	65
Figura 24 -	Perfil de N_{it} em relação às camadas de materiais depositados nas amostras S4 (a), S5 (b) e S6 (c).....	66
Figura 25 -	Comparativo dos valores médios de N_{it} das amostras S1, S2 e S3.....	67
Figura 26 -	Comparativo dos valores médios de N_{it} das amostras S4, S5 e S6.....	67
Figura 27 -	Perfil de E_{it}^* em relação às camadas de materiais depositados nas amostras S1 (a), S2 (b) e S3 (c).....	

Figura 28 -	Perfil de E_{it}^* em relação às camadas de materiais depositados nas amostras S4 (a), S5 (b) e S6 (c).....	70
Figura 29 -	Perfil da relação (HV/E_{it}^*) por N_{it} em relação às camadas de materiais depositados nas amostras S1 (a), S2 (b) e S3 (c).....	72
Figura 30 -	Perfil da relação (HV/E_{it}^*) por N_{it} em relação às camadas de materiais depositados nas amostras S4 (a), S5 (b) e S6 (c).....	73
Figura 31 -	Difração de raios – X na camada de aço inoxidável com cobalto das amostras S1 (a), S2 (b) e S3 (c).....	76
Figura 32 -	Difração de raios – X na camada de aço inoxidável com cobalto das amostras S4 (a), S5 (b) e S6 (c).....	77
Figura 33 -	Difração de raios – X na camada de aço AWS E309-T1 da amostra S2.....	78
Figura 34 -	Difração de raios – X na camada de aço AWS E70-S6 da amostra S5.....	78
Figura 35 -	Difração de raios – X na camada de metal base A36 da amostra S5.....	78
Figura 36 -	Morfologia da camada de aço inoxidável com cobalto da amostra S5.....	79
Figura 37 -	Morfologia da região de transição entre as camadas de revestimento com cobalto e aço inoxidável AWS E309-T1 na amostra S2.....	81
Figura 38 -	Morfologia da região de transição entre as camadas de revestimento e AWS E70-S6 na amostra S5.....	82
Figura 39 -	Morfologia da camada de metal base A36 da amostra S5.....	82
Figura 40 -	Mapeamento de microanálise EDS da amostra S2, região de transição do revestimento com cobalto para o aço inoxidável AWS E309-T1, (a) regiões de microanálise por linha e por ponto, (b) resultado do mapeamento por linha.....	84
Figura 41 -	Mapeamento de microanálise EDS da amostra S5, região de transição do revestimento com cobalto para o aço carbono AWS E70-S6, (a) regiões de microanálise por linha e por ponto, (b) resultado do mapeamento por linha.....	85
Figura 42 -	Morfologia das camadas de materiais da amostra S1.....	95
Figura 43 -	Morfologia das camadas de materiais da amostra S3.....	96
Figura 44 -	Morfologia das camadas de materiais da amostra S4.....	97
Figura 45 -	Morfologia das camadas de materiais da amostra S6.....	98
Figura 46 -	Demonstração das marcas de indentações de microdureza Vickers, (a) amostra S1 e (b) amostra S3.....	98

LISTA DE TABELA

Tabela 1 -	Composição química dos consumíveis de soldagem.....	40
Tabela 2 -	Parâmetros médios determinados durante a soldagem da amostra S1.....	48
Tabela 3 -	Parâmetros médios determinados durante a soldagem da amostra S2.....	49
Tabela 4 -	Parâmetros médios determinados durante a soldagem da amostra S3.....	49
Tabela 5 -	Parâmetros médios determinados durante a soldagem da amostra S4.....	50
Tabela 6 -	Parâmetros médios determinados durante a soldagem da amostra S5.....	50
Tabela 7 -	Parâmetros médios determinados durante a soldagem da amostra S6.....	50
Tabela 8 -	Valores estatísticos das espessuras das camadas depositadas das amostras S1, S2 e S3.....	51
Tabela 9 -	Valores estatísticos das espessuras das camadas depositadas das amostras S4, S5 e S6.....	52
Tabela 10 -	Valores estatísticos das medidas de macrodureza Vickers para as amostras S1, S2 e S3 (carga padrão: 20 Kgf).....	54
Tabela 11 -	Valores estatísticos das medidas de macrodureza Vickers para as amostras S4, S5 e S6 (carga padrão: 20 Kgf).....	54
Tabela 12 -	Valores estatísticos das medidas de microdureza Vickers para as amostras S1, S2 e S3 (carga padrão: 100 mN).....	58
Tabela 13 -	Valores estatísticos das medidas de microdureza Vickers para as amostras S4, S5 e S6 (carga padrão: 100 mN).....	59
Tabela 14 -	Valores estatísticos de N_{it} para as amostras S1, S2 e S3.....	63
Tabela 15 -	Valores estatísticos de N_{it} para as amostras S4, S5 e S6.....	64
Tabela 16 -	Valores estatísticos dos módulos de indentação conjugado (E_{it}^*) para as amostras S1, S2 e S3.....	68
Tabela 17 -	Valores estatísticos dos módulos de indentação conjugado (E_{it}^*) para as amostras S4, S5 e S6.....	68
Tabela 18 -	Valores estatísticos da relação HV/E_{it}^* para as amostras S1, S2 e S3.....	71
Tabela 19 -	Valores estatísticos da relação HV/E_{it}^* para as amostras S4, S5 e S6.....	71
Tabela 20 -	Composição química das camadas de materiais da amostra S2, ponto A camada de revestimento com cobalto e ponto B camada de AWS E309-T1, porcentagem em peso.....	86
Tabela 21 -	Composição química das camadas de materiais da amostra S5, ponto C camada de revestimento com cobalto e ponto D camada de AWS E70-S6, porcentagem em peso.....	86

LISTA DE SIGLAS E ABREVIATURAS

AçoCo	Aço inoxidável austenítico com cobalto
ANOVA	Análise de Variância
ASTM	American Society for Testing and Materials
AWS	American Welding Society
BSD	Backscattered Electrons
CCC	Cúbica de Corpo Centrado
CFC	Cúbica de Face Centrada
CIF	Cristallographic Information File
E70-S6	Arame de aço-carbono AWS E70-S6
E309-T1	Arame de aço inoxidável austenítico AWS E309-T1
EDS	Energy Dispersive Spectrometry
FCAW	Flux-cored Arc Welding
FEIS	Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira
GMAW	Gas Metal Arc Welding
HC	Hexagonal Compacta
ICSD	Inorganic Crystal Structure Database
MAG	Metal Active Gas
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
MIG	Metal Inert Gas
OAW	OxyAcetylene Welding
PTA	Plasma Transfer Arc
S1, S2, S3, S4, S5 e S6	Refere-se a identificação de cada amostra
SAW	Submerged Arc Welding
SMAW	Shielded Metal Arc Welding
SE	Secondary Electrons
UFSCAR	Universidade Federal de São Carlos
UHE	Usina Hidrelétrica
UNESP	Universidade Estadual Paulista

LISTA DE SÍMBOLOS

A	Corrente de soldagem
C	Carbono
Co	Cobalto
Cr	Cromo
Cu	Cobre
E	Energia de soldagem
E_{it}^*	Módulo de indentação conjugado
g	Grama
gf	Grama força
HV	Hardeness Vickers
kgf	Kilo grama força
kJ	Kilo Joule
L	Comprimento médio das diagonais referentes à indentação da dureza
mm	Milímetro
mN	mili Newton
Mn	Manganês
Mo	Molibdênio
N	Nitrogênio
η	Coeficiente de rendimento do processo de soldagem
Ni	Níquel
N_{it}	Trabalho de deformação realizado durante a indentação
Q	Carga
v	Velocidade
ν	Coeficiente de Poisson
V	Tensão
W	Tungstênio
$W_{\text{elástico}}$	Trabalho de deformação elástico
W_{total}	Soma dos trabalhos de deformação elástico e deformação plástica

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	13
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	15
2.1	A MATRIZ ENERGÉTICA NO BRASIL.....	15
2.2	GENERALIDADES SOBRE TRIBOLOGIA.....	17
2.3	CAVITAÇÃO.....	18
2.3.1	Estágios da erosão por cavitação.....	21
2.3.2	Mecanismos de perda de massa por cavitação.....	24
2.3.3	Efeito da microestrutura sobre a resistência ao desgaste por cavitação.....	27
2.4	MATERIAIS RESISTENTES A CAVITAÇÃO.....	28
2.5	ENGENHARIA DE SUPERFÍCIE.....	31
2.6	CARACTERÍSTICAS DO REVESTIMENTO.....	33
2.7	SOLDAGEM.....	35
3	MATERIAIS E MÉTODOS.....	39
3.1	METAL DE BASE.....	39
3.2	ARAMES PARA SOLDAGEM.....	40
3.3	GASES PARA SOLDAGEM.....	40
3.4	PROCESSO DE SOLDAGEM.....	41
3.5	ANÁLISE METALOGRÁFICA.....	42
3.6	CARACTERIZAÇÃO MACROESTRUTURAL E MEDIDAS DE MACRODUREZA VICKERS.....	44
3.7	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E MICROANÁLISE.....	45
3.8	ENSAIO DE MICRODUREZA INSTRUMENTADA.....	46
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	48
4.1	PARÂMETROS DE SOLDAGEM.....	48
4.2	ANÁLISE MACROGRÁFICA.....	51
4.3	ENSAIOS DE MACRODUREZA VICKERS.....	53
4.4	ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS.....	58
4.5	DIFRAÇÃO DE RAIO – X.....	74
4.6	ANÁLISE MICROESTRUTURAL.....	79
5	CONCLUSÕES.....	88
5.1	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	89
	REFERÊNCIAS.....	90
	ANEXO A.....	95

1 INTRODUÇÃO

No Brasil a principal fonte de produção de energia elétrica continua sendo por meio de Usinas Hidrelétricas, devido ao grande potencial hídrico do país e por ser um meio renovável de geração de energia (MATRIZ ENERGÉTICA, 2017). A conversão desta energia potencial hidráulica em energia elétrica é realizada por turbinas hidráulicas, o que motiva pesquisas para proporcionar avanços tecnológicos para prolongar a vida útil dessas máquinas, devido ao aumento de consumo de energia elétrica exigindo das turbinas maior eficiência e menores custos de manutenção (ENERGIA RENOVÁVEL, 2016).

Um dos principais problemas existentes na operação com turbinas hidráulicas, são os danos superficiais, ocasionados inerentemente ao processo de produção de energia, como a erosão por cavitação. A ação desse fenômeno nas superfícies por períodos prolongados pode ocasionar perdas de massas significativas que afetam o desempenho e a produção de energia elétrica pelas turbinas (HATTORI; MIKAMI, 2009).

A cavitação é definida como o crescimento explosivo e colapso intenso de núcleos de bolhas em líquido quando expostos a grandes variações de pressão. Essas explosões das bolhas geram microjatos ou ondas de choque que podem ocasionar impactos nas superfícies causando deformações plástica que se acumulam ao longo do tempo podendo resultar em perda progressiva de massa na superfície do componente (KIM et al., 2014).

A operação de turbinas hidráulicas sem que ocorra cavitação é inviável, por isso utiliza-se a técnica de aplicação de materiais resistentes a cavitação na superfície destes componentes possibilitando uma prolongação no tempo entre as manutenções. Esses materiais resistentes a cavitação apresentam como propriedades mecânicas alta dureza, endurecimento por deformação plástica e baixa energia de falha de empilhamento (KOWK et al., 2016).

Na recuperação dessas turbinas utiliza-se principalmente como revestimento os aços inoxidáveis austeníticos com cobalto devido a sua estrutura cristalina e microestrutura, que possibilita que estes aços apresentem boa resistência a cavitação. A aplicação desses aços no processo de recuperação das turbinas normalmente é realizada por soldagem como a Soldagem a Arco Elétrico com Atmosfera Gasosa

(GMAW - *Gas Metal Arc Welding*) e Soldagem por Arame Tubular (FCAW – *Flux Cored Arc Welding*). Porque são processos de soldagem que apresentam flexibilidade, baixo custo, alta qualidade de acabamento, elevada taxa de deposição e menor taxa de diluição (VENKATESH; SRIKER; PRABHAKAR, 2015).

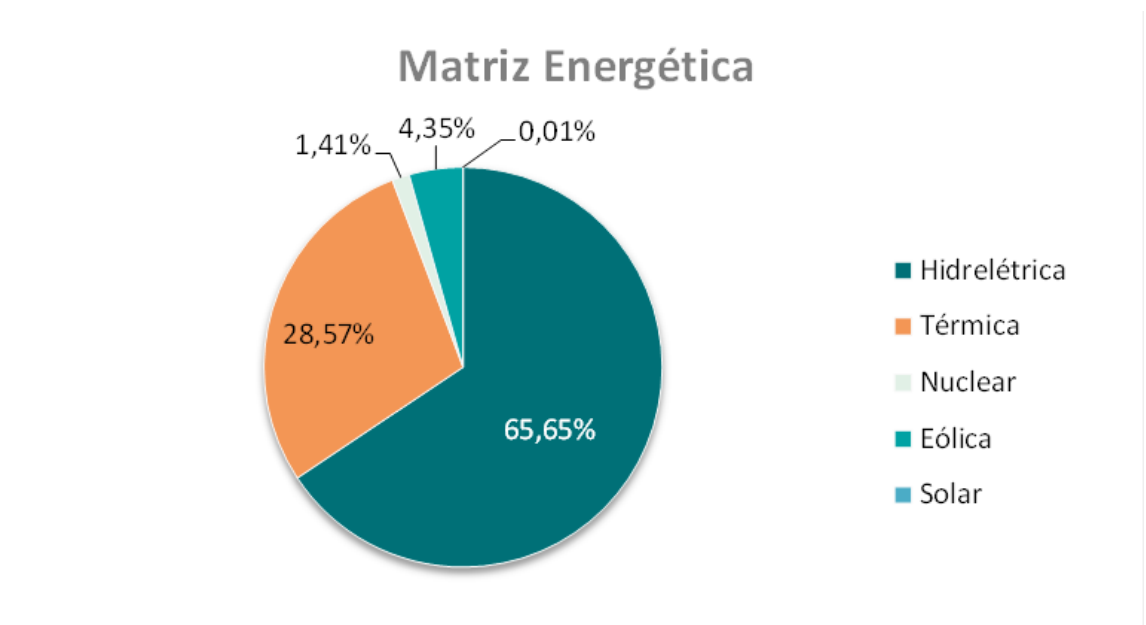
Esse trabalho tem como propósito contribuir com a análise microestrutural de ligas austeníticas com cobalto usadas no reparo de turbinas hidráulicas danificadas pela cavitação. Realizar análises que possibilitem discutir os efeitos de diferentes sequências para deposição de materiais. E analisar a influência do uso de diferentes energias de soldagem na deposição desses materiais.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 A MATRIZ ENERGÉTICA NO BRASIL

No mundo moderno umas das principais fontes de luz, calor e força é a energia elétrica. O Brasil possui uma grande disponibilidade de geração deste tipo de energia por meios renováveis principalmente pelo seu potencial hidrelétrico que segundo dados da Empresa de Pesquisa Energética é o terceiro do planeta (POTENCIAL HÍDRICO, 2016). Para aproveitar este potencial energético são construídas usinas hidrelétricas (UHE) que são responsáveis pela produção de aproximadamente 66% da energia elétrica gerada em território brasileiro (MATRIZ ENERGÉTICA, 2016). A Figura 1 demonstra de que modo está distribuída a produção de energia elétrica brasileira.

Figura 1 - Matriz energética brasileira.

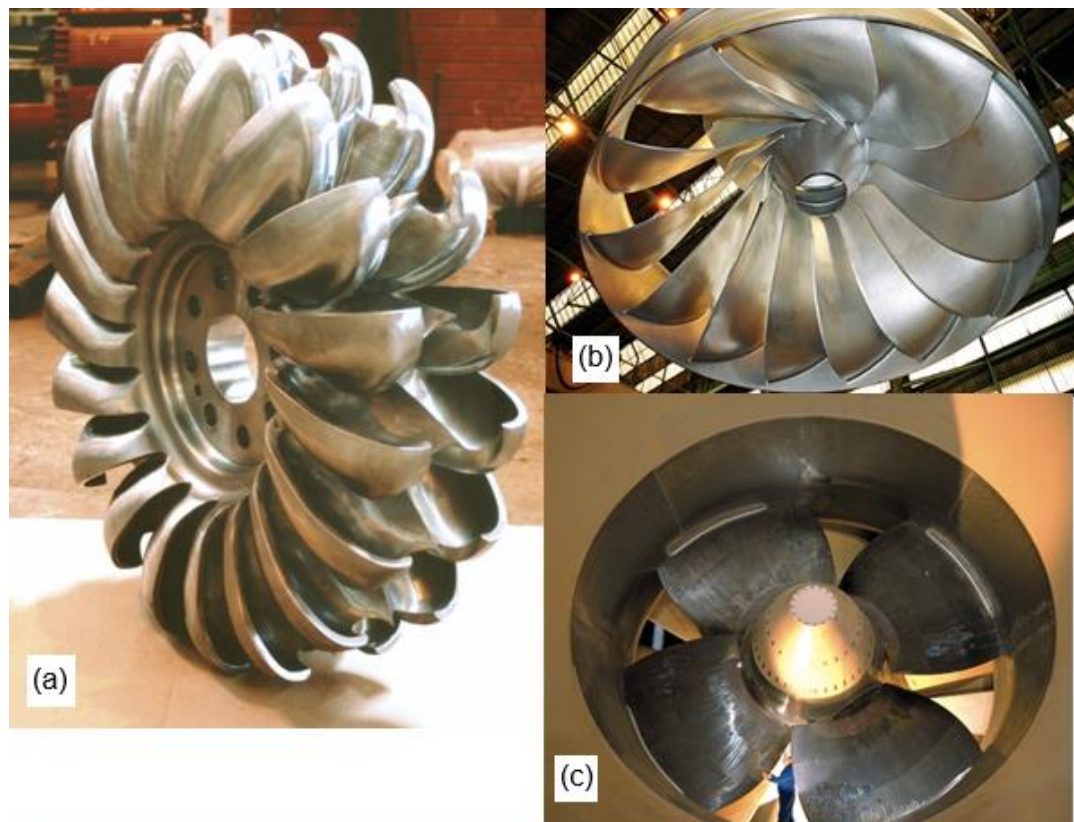


Fonte: Geração (2016).

Essa produção energética das usinas hidrelétricas se deve a grande quantidade de bacias hidrográficas. Sendo gerada pela conversão de energia potencial hidráulica, proveniente do desnível d'água em energia elétrica por turbinas hidráulicas. Estes equipamentos podem ser classificados quanto a posição do eixo (horizontal, vertical, inclinado), tipo de rotor (Francis, Kaplan, Hélice, Pelton, Michell-

Banki, Turgo), direção de escoamento (axial, radial, diagonal, tangencial), transformação de pressão no rotor (ação, reação), faixa de quedas (alta, média, baixa) controle de vazão (simples regulação, dupla regulação), formato, tipo de desmontagem dentre outras classificações (SREEDHAR; ALBERT; PANDIT, 2016). Na Figura 2 pode-se observar exemplares dos principais tipos de rotores de turbinas utilizados no Brasil.

Figura 2 – Principais tipos de rotores de turbinas. a) Rotor Pelton. b) Rotor Francis. c) Rotor Kaplan.



Fonte: a) Turbina Pelton (2017), b) e c) Hydropower (2017).

Avanços tecnológicos são motivados nos estudos de turbinas, por ser o principal equipamento utilizado em usinas hidrelétricas para a conversão de energia potencial em elétrica. Por causa do aumento da demanda energética exigisse que as turbinas disponham de maior eficiência, flexibilidade operativa e menores custos de manutenção para conseguir suprir a demanda energética. Diversas pesquisas têm sido realizadas em propriedades de materiais para prolongar a vida útil das turbinas e reduzir suas paradas para manutenção que geram perdas econômicas em

consequência da indisponibilidade das máquinas no período de reparos (SREEDHAR; ALBERT; PANDIT, 2016).

2.2 GENERALIDADES SOBRE TRIBOLOGIA

Essas pesquisas estão relacionadas ao desenvolvimento da tribologia, que se importa com a compreensão do comportamento e desempenho de máquinas e equipamentos que apresentam superfícies sujeitas a movimentos relativos de outros componentes ou de outras partículas soltas, focando principalmente em compreender os principais modos e mecanismos de desgaste, fricção e lubrificação (FINDIK, 2014). Contribuindo para progressos significativos na compreensão de vários aspectos dos mecanismos de desgaste, possibilitando o desenvolvimento de materiais, engenharia de superfície e lubrificantes. Proporcionando também método de projeto, monitoramento de condições de trabalho e estratégias de manutenção, obtendo grandes melhorias na eficiência, custo de vida e desempenho de muitos sistemas de engenharia (STACHOWIAK, 2006).

Entre os problemas existentes no uso de turbinas hidráulicas, destacam-se os danos superficiais que ocorrem de maneira inerente ao processo, por ação mecânica (erosão por cavitação) ou por ação química (corrosão), que longos períodos de exposição a esses fenômenos podem resultar em perdas de massas significativas que afetam o desempenho, eficiência e potência geradora das turbinas (HATTORI; MIKAMI, 2009). A Figura 3 possibilita visualizar o desgaste superficial ocasionado pelo processo de cavitação.

A perda de material de uma superfície, transferência de material de uma superfície para outra ou movimento de material em uma única superfície define de forma abrangente o evento de desgaste. De modo simples o desgaste é descrito nos campos de engenharia como danos a uma superfície sólida ocasionando perda progressiva de material, devido ao movimento relativo entre essa superfície e uma substância ou substâncias em contato. Assim definido o desgaste é um processo que ocorre nas regiões superficiais dos materiais. O desgaste não é uma propriedade do material e sim uma resposta dele para as condições do sistema que está inserido (STACHOWIAK, 2006).

Figura 3 – Exemplo de rotores de turbinas hidráulicas danificados por cavitação.



Fonte: Cavitação (2017).

A erosão envolve vários mecanismos de desgaste que dependem do material, do ângulo de impacto, da velocidade de impacto e do tamanho da partícula. Se a partícula é dura e sólida, pode ser que ocorra um processo semelhante ao desgaste abrasivo (FATHOLOLUMI; HASSANABAD, 2016). Quando a erosão ocorre por cavitação não ocorre abrasão e os mecanismos de desgaste envolvidos são resultantes de repetitivos impactos (STACHOWIACK; , BATCHELOR, 2014).

A erosão por cavitação ocorre em fluxos de água em movimento no qual a pressão local cai abaixo da pressão de vapor saturada. A implosão da microbolha gera um microjato que pode resultar em cavidades se estiver próxima à superfície da peça, podendo causar perda progressiva de massa. É um problema recorrente de equipamentos de circulação de líquidos, como em bombas, válvulas, tubos e turbinas hidráulicas (MELLOR, 2006).

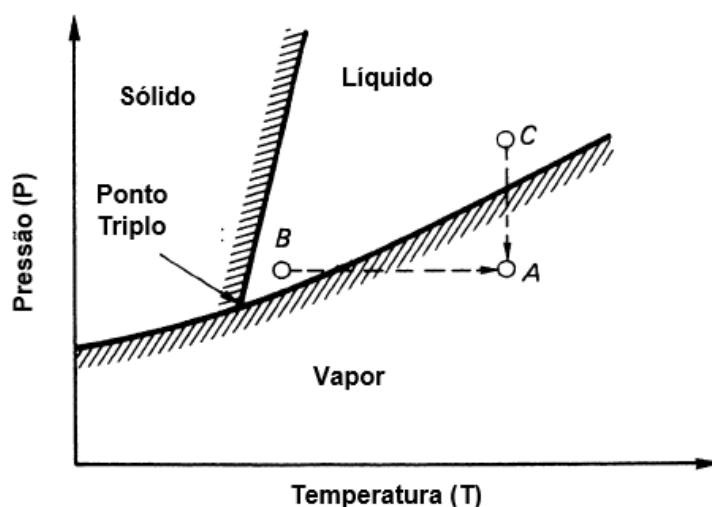
2.3 CAVITAÇÃO

A cavitação segundo Kim et al. (2014) pode ser definida como o crescimento explosivo e colapso intenso de núcleos de bolhas em um líquido quando expostos a grandes variações de pressão. Para sistemas de engenharia constantemente assume que quando a pressão local no líquido cair abaixo de sua pressão de vapor à dada

temperatura, terá início o processo de cavitação com a formação de bolhas ou cavidades (HATTORI; MIKAMI, 2009). De acordo com Sreedhar, Albert e Pandit, (2016) essas variações de pressão resultam em bolhas de vapor que são transportadas pelo fluxo e subsequentemente entram em colapso que se ocorrem perto das superfícies dos componentes podem produzir ondas de choque e microjatos, resultando em erosão da superfície podendo ocasionar perdas significativas de material que afetam a operação desses componentes podendo ocasionar a falha do componente.

A Figura 4 representa o diagrama de fases da água. Nele verifica-se as transformações de estado entre as fases sólida, líquida e vapor, onde é possível visualizar que a redução da pressão pode resultar em uma mudança de líquido para vapor.

Figura 4 – Diagrama de fase da água, com a variação de pressão e temperatura.



Fonte: Adaptada de Carlton (2012).

Assim a cavitação é o processo que resulta na mudança de fase à temperatura ambiente através de uma queda de pressão abaixo da pressão de vapor (do ponto C para A), diferentemente de como é definido o processo de ebulição (do ponto B para A), no qual a mudança de fase ocorre por meio do aumento de temperatura à pressão ambiente acima da temperatura de ebulição (CARLTON, 2012).

Além desse início de formação das bolhas para as condições mais comuns de um fluxo em torno de um objeto sólido, como em turbinas hidráulicas, essa vaporização líquida pode ocorrer através de microbolhas, também chamadas de

núcleo de cavitação, esse conceito possibilita a compreensão da cavitação e seus efeitos. Estes núcleos são essenciais na dinâmica da cavitação. Os núcleos microscópicos têm origem nas regiões de baixa pressão e se transformam em bolhas maiores que acompanham o fluxo e em região de maior pressão entram em colapso que geralmente é intenso. Por causa da diferença entre a pressão do líquido e a pressão interna da bolha que podem proporcionar uma grande aceleração na parede da bolha (FATHOLOLUMI; HASSANABAD, 2016).

As bolhas ao entrarem em uma região de alta pressão local implodem emitindo onda de choque ou micro jatos que proporcionam intensas pressões na superfície sólida (KWOK; MAN; CHENG, 2016). O colapso das bolhas pode ser esfericamente simétrico ou assimétrico. Se no momento do colapso a bolha estiver longe de um limite sólido ou o gradiente de pressão não for grande o colapso será simétrico originando ondas de choque. E para o colapso ser assimétrico deve acontecer com alto gradiente de pressão ou próximo a superfície, resultando na formação de microjatos (KIM et al., 2014). O colapso da bolha ocorre em um espaço de tempo muito curto, de milissegundos ou até mesmo de microssegundos (CARLTON, 2012).

Esses microjatos ou ondas de choque exercem sobre as superfícies sólidas solicitações mecânicas, distribuídas de formas aleatórias no tempo e espaço que de fato podem induzir deformação plástica nas camadas subsuperficiais e produzir poços de deformação permanentes de tamanho micrométrico. O acumulo dessas deformações em um longo período de tempo causarão falhas no material, erosão em massa do material (SREEDHAR; ALBERT; PANDIT, 2015). Após a repetição de tais eventos se as tensões geradas forem superiores ao limite elástico do material, isso pode resultar em deformação permanente. No entanto, se as tensões forem inferiores ao limite elástico a falha ocorrerá por fadiga. Gerando perda progressiva de massa na superfície do material, conhecida como erosão por cavitação (KWOK; MAN; CHENG, 2016).

A erosão por cavitação envolve o fluxo líquido e as propriedades do material. Do lado líquido depende da agressividade do fluxo de cavitação, definida pela frequência e intensidade dos colapsos. Pelo lado do material depende da resposta do material ao fluxo de cavitação. O dano real será o resultado da competição entre a intensidade da cavitação e as propriedades do material. A resistência do material a

cavitação pode ser caracterizada por propriedades convencionais, como a dureza, energia de deformação ou resiliência. Correlações entre a perda de massa, erosão e as propriedades dos materiais infelizmente estão longe de serem universais, geralmente são válidas apenas dentro de uma determinada classe de materiais e intensidades de cavitação (KIM et al., 2014). Essa resistência do material a cavitação pode ser definida como a capacidade do material em absorver a energia do colapso da bolha sem sofrer danos (SREEDHAR; ALBERT; PANDIT, 2015).

A perda de massa pelo componente é uma função complexa que depende de vários fatores, entre eles: a energia envolvida no colapso da bolha, a distância entre a superfície do material, o colapso da bolha e o tempo de exposição da superfície do material à energia do colapso (CARLTON, 2012).

2.3.1 Estágios da erosão por cavitação

A quantidade de perda de massa pelo componente depende da duração da exposição a cavitação. Essa erosão por cavitação ocorre em quatro períodos. Um período inicial, chamado de período de incubação em que a superfície do material sofre deformações plásticas sem perda significativa de massa. No período seguinte, período de aceleração, ocorre progressão das deformações no material, aumentando a perda de massa. E a medida que o tempo de exposição a cavitação aumenta, a erosão progride para um estágio avançado, o período de máxima perda de massa (ZHANG et al., 2016). A Figura 5 demonstra a curva de progressão de perda de massa de uma amostra de alumínio, submetida a um teste de cavitação sendo possível observar esses períodos (KIM et al., 2014).

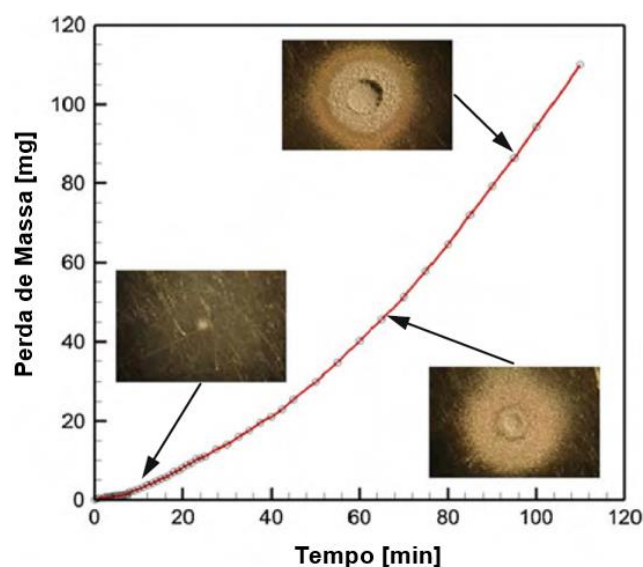
Essa progressão da erosão ocorre através dos seguintes estágios sucessivos (KIM et al., 2014):

- Período de incubação: inicialmente a superfície do material é deformada e modificada microscopicamente sem perda significativa de material, que é acompanhada pelo endurecimento por deformação plástica da superfície. Durante essa fase inicial podem ocorrer deformações permanentes, desenvolvimento de microfissuras e formação de microssulcos (*mikropits*) que são depressões pouco profundas. Este período inicial é muito curto e pode ser

difícil de ser observado em alguns testes acelerados de cavitação, mas sua duração é muito importante para a determinação da vida do material submetido a cavitação;

- Período de aceleração: Sabe-se que a curva de perda de massa ou volume tem tipicamente uma forma de S, que mostra uma fase de aceleração da erosão, na qual a taxa de erosão aumenta até atingir um valor máximo. Nessa fase, ocorre o aumento e convergência das fissuras, ocasionando perda de massa;
- Período de desaceleração: esse período se inicia quando as propriedades da superfície do material sofreram tantas mudanças que começa a ocorrer uma nova interação entre a superfície e o processo de cavitação. A variação da rugosidade superficial afeta a dinâmica das cavidades, aprisionando líquido ou vapor que podem amortecer os impactos da energia de colapso das bolhas, atenuando a perda de massa;
- Período de estado estacionário: por fim pode ocorrer um equilíbrio entre a erosão cavitacional e a resposta do material, fazendo com que o processo de erosão entre em um período estacionário, onde a taxa de perda de massa atinge um valor constante ou um comportamento quase linear na curva S de perda de volume. Em algumas condições de teste, não é prático alcançar o estado estacionário, devido a excessiva duração do teste.

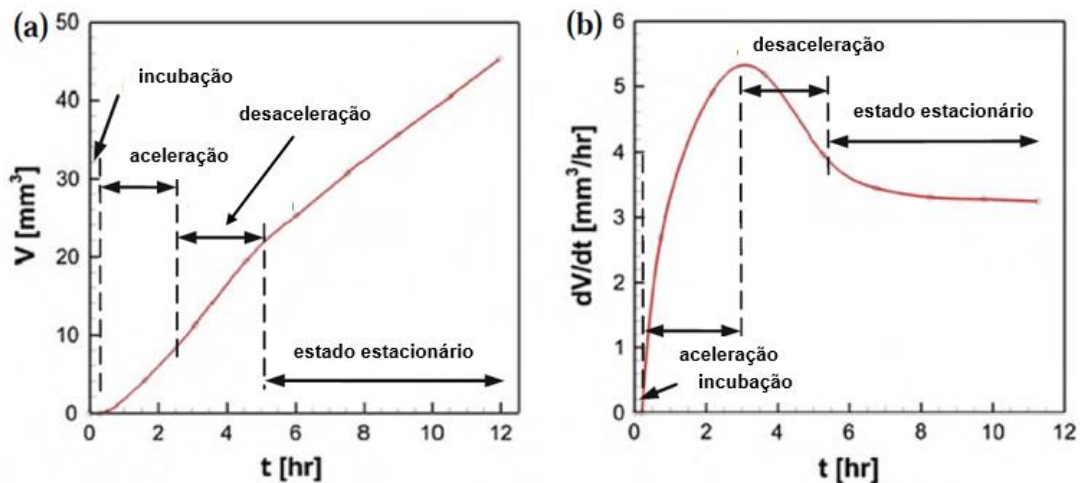
Figura 5 – Curva de progressão da erosão cavitacional.



Fonte: Adaptada de Kim et al. (2014).

A Figura 6 (a) demonstra a curva S de perda de volume material por tempo e a Figura 6 (b) demonstra o ponto de inflexão em que é possível observar a transição entre os períodos de aceleração e desaceleração, ilustrando os quatros estágios de propagação da erosão citados anteriormente (KIM et al., 2014).

Figura 6 – Típicas curvas de erosão obtidas em teste de cavitação.



Fonte: Adaptada de Kim et al. (2014)

Um material que ofereça alta resistência à erosão por cavitação geralmente mostrará um longo período de incubação e uma pequena taxa de erosão. A análise de curvas de perda de massa em termos de taxa de erosão e o tempo de incubação podem oferecer informações úteis sobre a agressividade do fluxo hidrodinâmico por cavitação em uma superfície. A taxa de erosão é a derivada da curva de perda de massa em função do tempo de exposição. A curva da taxa de erosão possibilita a identificação dos diferentes períodos da erosão cavitacional. O período de incubação apresenta uma taxa de erosão zero. É seguido por um período de aceleração em que a taxa de erosão aumenta progressivamente. Para tempos de exposição muito grandes, geralmente observa-se um período de estado estacionário caracterizado por uma taxa de erosão quase constante. Existem duas respostas do material que contribuem para a redução da taxa de erosão durante a cavitação: (i) endurecimento por deformação plástica mecânico (encruamento) de camadas próximas a superfície e (ii) alisamento da rugosidade da superfície e limitação da propagação de microfissuras. No início da exposição a cavitação, geralmente material é mais dúctil e dissipa uma maior parte da energia de absorvida do microjato por deformação plástica. A medida em que o tempo de exposição aumenta, a superfície erodida torna-

se endurecida, e esse efeito de amortecimento dúctil diminui, tornando mais difícil o encruamento do material, enquanto a formação de fissuras é favorecida. Paralelamente ao endurecimento por deformação plástica mecânica a rugosidade da superfície aumenta e as microfissuras se desenvolvem, o que pode aumentar a perda de material (KIM et al., 2014).

Pesquisas sobre danos causados pela cavitação em materiais de engenharia estão em andamento desde o ano de 1930. Essas investigações têm como objetivos classificar os materiais com base na sua resistência ao dano cavitacional, correlacionar a resistência à erosão por cavitação de materiais de engenharia não testados com os já testados, estabelecendo relações entre as propriedades dos materiais e essa resistência a cavitação e desenvolver modelos para compreender o fenômeno de cavitação (SREEDHAR; ALBERT; PANDIT, 2016).

2.3.2 Mecanismos de perda de massa por cavitação

Ao longo dos anos ocorreram várias tentativas de correlacionar a resistência à erosão por cavitação com uma única ou uma combinação de propriedades mecânicas dos materiais. Para isso é necessário entender como se desenvolve o processo de erosão cavitacional e o comportamento de algumas propriedades mecânicas, como a ductilidade, dureza, resistência a tração, módulo de elasticidade, resiliência, energia de deformação, porcentagem de alongamento, coeficiente de resistência à fadiga e endurecimento por deformação plástica (KWOK; MAN; CHENG, 2016).

A resposta de um material ao colapso da microbolha envolve um processo de danos progressivos de acúmulo de tensão e fraturas intergranulares (QIU et al., 2015). Enquanto as tensões locais não excederem o limite de elasticidade, o material se deformará elasticamente, no entanto, uma vez que o limite de escoamento é superado em qualquer parte do material ocasionará deformação permanente. O acúmulo de fissuras e o encruamento gradualmente fragilizam as camadas próximas a superfície e no instante que a tensão local atinge um valor crítico ocorre a falha que se propaga e causa a remoção de material por erosão cavitacional (KIM et al., 2014).

O mecanismo de perda de massa na superfície de um material sob cavitação pode ser dúctil ou frágil. Uma maior ductilidade, juntamente com a capacidade de absorver energia, torna mais difícil a erosão. A repetição de impactos do colapso da bolha ocasionará sulcos muito pequenos. Entretanto esses ciclos de impacto podem contribuir para a formação e propagação de forças de cisalhamento entre as camadas superficiais, e se esses níveis de tensões de cisalhamento forem muito altos no local de impacto pode reduzir a resistência do material aos impactos de cavitação. E consequentemente pode ocorrer perda de massa se neste local a tensão de cisalhamento exceder o limite de escoamento do material (QIU et al., 2015).

Alguns materiais metálicos mostram uma relação entre as taxas de desgaste cavitacional com a resistência à fadiga. Assim, verificou-se que geralmente materiais com baixa resistência a fadiga apresentam também baixa resistência à cavitação. Entretanto, essa relação é complexa e não necessariamente a melhoria da resistência a fadiga de um material ele implicará em uma melhoria na resistência à cavitação (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2014).

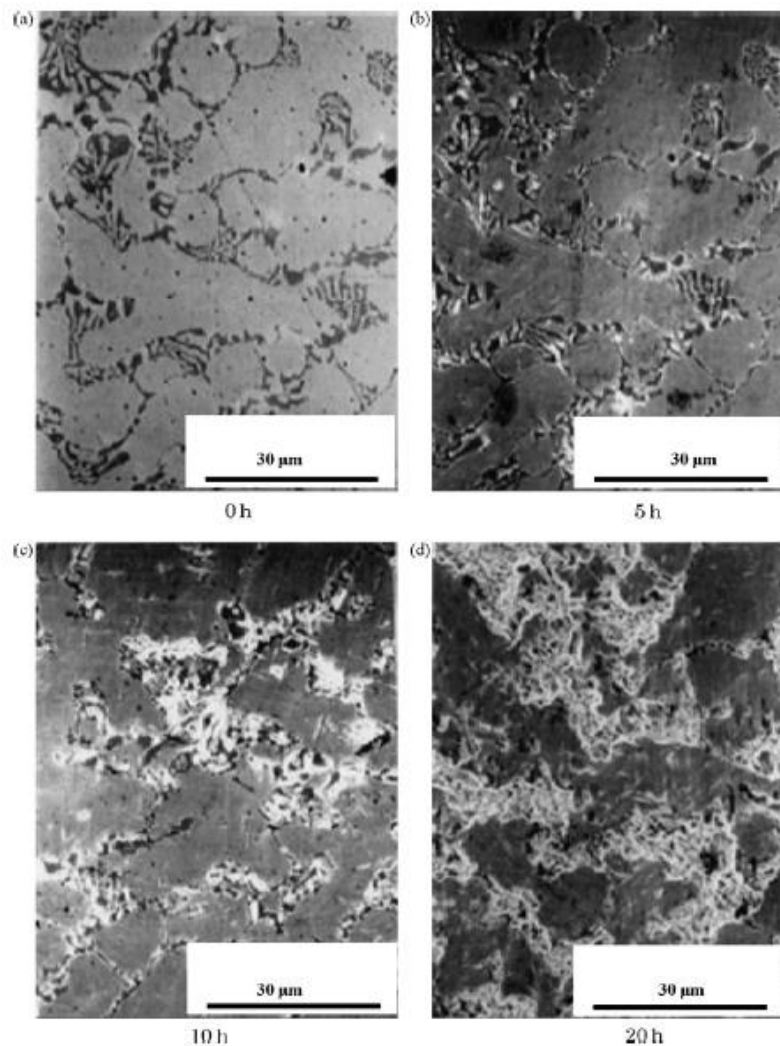
O início do processo de erosão por cavitação normalmente ocorre na fase ou microconstituente de menor dureza no material. Um exemplo disto é a nucleação da cavitação a partir dos nódulos de grafite em ferros fundidos. Os materiais resistentes à cavitação geralmente apresentam uma microestrutura homogênea sendo ausentes grandes diferenças de propriedades mecânicas entre as fases ou microconstituintes (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2014). A Figura 7 ilustra esse mecanismo de erosão na superfície erodida de um revestimento resistente a cavitação de um aço inoxidável austenítico com cobalto submetido ao teste de cavitação ASTM G32, as imagens foram obtidas por microscopia eletrônica de varredura (MEV) (HATTORI; MIKAMI, 2009).

A Figura 7 (a) corresponde a superfície do material antes do ensaio de cavitação, onde é possível visualizar a matriz de cobalto parte clara da imagem e a estrutura eutética do carboneto, parte escura. Após 5 horas de teste, Figura 7 (b), as fissuras se originam dentro da matriz de cobalto e as deformações plástica se acumulam nos contornos de grãos dos carbonetos. As partes brancas demonstram a erosão. Com 10 horas de teste, Figura 7 (c), observa-se que os carbonetos foram preferencialmente removidos devido à alta concentração de tensão em seus

contornos de grãos. Após isso, a erosão começa a ocorrer na matriz de cobalto, que está ilustrado na Figura 7 (d) (HATTORI; MIKAMI, 2009).

Independente do mecanismo gerador de cavitação o material exposto a esse fenômeno sofre cargas de alta intensidade e de curta duração que são capazes de induzir deformação plástica e produzir poços permanentes de deformação de tamanho micrométrico. O acúmulo dessas deformações e o aumento de endurecimento relacionado ao trabalho durante um longo período de tempo, causará falhas no material que podem resultar em perda de massa pelo componente (SREEDHAR; ALBERT; PANDIT, 2016).

Figura 7 – Aspecto das superfícies de revestimento em aço inoxidável austenítico com cobalto, erodidas por cavitação em diferentes tempos de ensaio.



Fonte: Hattori e Mikami (2009).

2.3.3 Efeito da microestrutura sobre a resistência ao desgaste por cavitação

As respostas dos materiais aos impactos de cavitação são influenciadas pelas altas taxas de deformação que afetam o comportamento do material, por meio de desenvolvimento, evolução de defeitos de rede e mecanismos microestruturais, como discordâncias, falhas de empilhamento e maclas. O estudo dos efeitos da taxa de deformação possibilita compreender o comportamento da erosão de diferentes materiais e a elaborar modelos preditivos. As características de alta taxa de deformação induzidas por cavitação podem ser reconhecidas a partir da configuração da microestrutura das camadas superficiais e subsuperficiais. Da perspectiva microestrutural a deformação plástica está diretamente relacionada à nucleação e arranjo de subestruturas de deformação que geralmente são desenvolvidas por emaranhados de discordâncias, falhas de empilhamento e maclas. As altas taxas de deformação induzem maior densidade de discordâncias (KIM et al., 2014).

O dano material produzido pela cavitação não depende apenas das condições de cavitação e das propriedades mecânicas macroscópicas do material como limite de escoamento, dureza, energia de deformação, mas também de algumas características microestruturais, como a energia de falha de empilhamento. (SREEDHAR; ALBERT; PANDIT, 2016). O coeficiente de resistência à fratura representa a capacidade de um material contendo trincas resistir à fratura. Como o dano por cavitação é induzido por cargas cíclicas na superfície, resultante do colapso das bolhas é razoável supor que um material com maior resistência à fratura apresente melhor resistência a cavitação. A energia de falha de empilhamento pode ser definida como a energia armazenada na rede cristalina local devido a variação na sequência de empilhamento do sistema cristalino. Nas estruturas cúbicas de face centrada (CFC) e hexagonais compactas (HC), as posições atômicas são estabelecidas por uma sequência de planos atômicos: tipo ABC para CFC e AB para HC. As falhas de empilhamento influenciam a deformação plástica e recuperação dinâmica do material, quando o mesmo sofre endurecimento por deformação plástica mecânico. Essa energia influencia a natureza e a disposição dos defeitos de rede afetando os mecanismos de deformação plástica (SREEDHAR; ALBERT; PANDIT, 2015).

Quando o material apresentar baixa energia de falha de empilhamento a mobilidade das discordâncias é reduzida, tornando mais difícil de ocorrer deslizamento cruzado e escalar, e produzir uma recuperação menos dinâmica porque as discordâncias parciais devem antes se recombinar para que possa ocorrer o deslizamento. Isso resulta em maior grau de endurecimento e a saturação da tensão de fluxo com maior valor de deformação e deslizamento planar. Em contrapartida, quando a energia de falha de empilhamento for alta, os materiais se deformam principalmente por deslizamentos de discordâncias, o que favorece o desvio de deslocamento de um plano para outro. Assim materiais com baixo valor de energia de falha de empilhamento produzem um número significativo de defeitos planares, enquanto os materiais que apresentam alto valor dessa energia, desenvolvem enrolamento de discordâncias e estruturas celulares (SREEDHAR; ALBERT; PANDIT, 2016).

Os danos da cavitação podem ser atenuados pela aplicação de revestimentos protetores que apresentam propriedades mecânicas que favorecem a resistência a cavitação, aumentando consideravelmente o tempo de vida do componente (TAILLON et al., 2016).

2.4 MATERIAIS RESISTENTES A CAVITAÇÃO

Entre as ligas ferrosas, os aços inoxidáveis são os que apresentam melhor resistência à cavitação. Nos aços inoxidáveis a fase martensítica é a que apresenta a melhor resistência a cavitação, seguida pela fase austenítica que é superior a fase ferrítica nesse quesito. Os aços inoxidáveis austeníticos com cromo-manganês-nitrogênio (Cr-Mn-N) oferecem melhor resistência à cavitação do que os aços inoxidáveis convencionais com cromo-níquel-molibdênio (Cr-Ni-Mo). A substituição de manganês e nitrogênio como elementos de ligas também apresenta como benefício a redução do custo do aço inoxidável. Os aços austeníticos com alto teor de nitrogênio são caracterizados por possuírem baixos teores de carbono e teor de nitrogênio superior a 0,4%, combinando alta resistência à cavitação com boa ductilidade. Essa alta resistência a cavitação é atribuída ao vigoroso endurecimento do aço sob o impacto do colapso das bolhas (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2014).

Os aços inoxidáveis e aços de liga são os que apresentam melhor correlação entre a dureza e resistência a cavitação, onde o principal mecanismo de erosão seja a deformação plástica. Quanto maior a dureza do aço, mais difícil é a geração de deformações permanentes na superfície exposta ao colapso da bolha e consequentemente a taxa de erosão é baixa. O aumento da dureza proporciona menor profundidade de penetração da carga de impacto gerada no colapso da bolha (QIU et al., 2015).

Os aços inoxidáveis martensíticos possuem elevada resistência à cavitação, visto que apresentam períodos de incubação mais longos e menores taxas de erosão, por possuírem alta dureza e boa tenacidade proporcionados pela presença de níquel (TAILLON et al., 2016).

Nos aços inoxidáveis austeníticos o dano de cavitação ocorre uniformemente em toda superfície, tendo início na interface da matriz e partículas da segunda fase (SREEDHAR; ALBERT; PANDIT, 2015). Esses aços com base em cobalto apresentam elevada resistência a cavitação e a corrosão, além de manterem essas propriedades em altas temperaturas devido, principalmente, as características excepcionais dos carbonetos dispersos na matriz de liga cobalto-cromo (MADADI; ASHRAFIZADEH; SHAMANIAN, 2012). Sua microestrutura é constituída por fases dendríticas ricas em cobalto e com lamelas interdendríticas de carbonetos ricos em cromo que fornecem a essa liga dureza para resistir à cavitação (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2014).

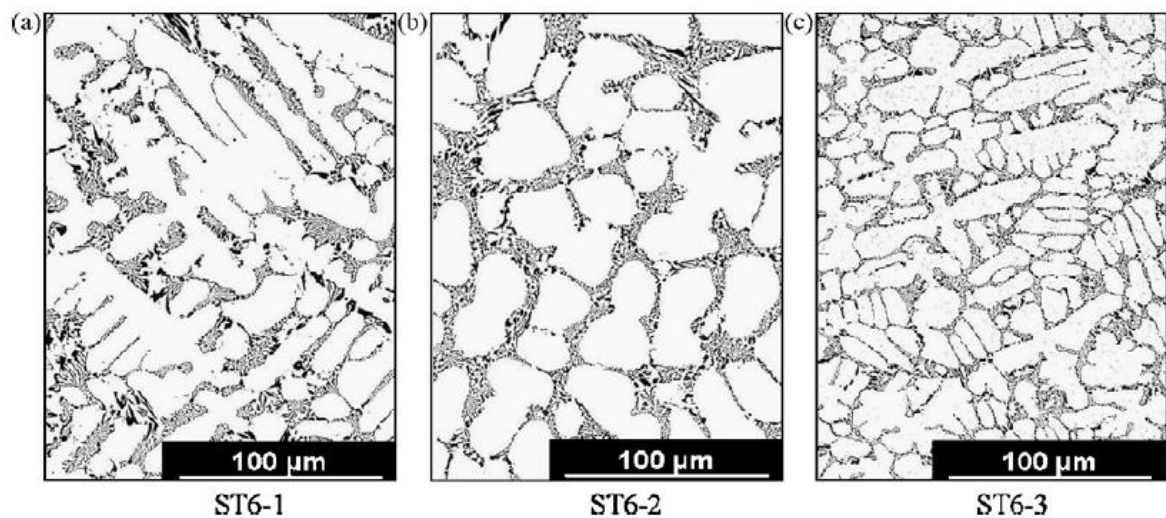
Essas ligas de aços inoxidáveis austeníticos a base de cobalto apresenta como elementos de ligas cromo e cobalto, e podem apresentar tungstênio e molibdênio. O cromo proporciona resistência mecânica através da formação da solução sólida (matriz) e resistência a corrosão pela formação de uma camada protetora de óxido de cromo. O tungstênio e o molibdênio aumentam a força de interação entre o cobalto e o cromo, fortalecendo a matriz e influenciam na formação dos carbonetos. A excelente resistência a muitas formas de desgaste dessas ligas também pode ser atribuída a alta fração de volume de carbonetos e as características de deformação da matriz rica em cobalto. Apresentam baixa energia de falha de empilhamento que é suficiente para conservar a estrutura cristalina cubica de face centrada (CFC) que é importante para

o acontecimento de transformação dessa estrutura em uma estrutura cristalina hexagonal compacta (HC), durante o processo de cavitação (AHMED et al., 2014).

A transformação martensítica localizada da estrutura CFC para HC, é bastante lenta. No entanto, em condições metaestáveis pode ser promovida por trabalho à frio através de um mecanismo que envolve a junção das falhas de empilhamento. Baixa energia de falha de empilhamento impede o movimento de deslocamentos cruzados, resultando em um rápido e localizado endurecimento por encruamento (AHMED et al., 2014). Essa transformação martensítica absorve parte da energia do colapso das bolhas, diminuindo a taxa de erosão (SREEDHAR; ALBERT; PANDIT, 2016).

Hattori e Mikami (2009) relatam a influência que as condições e métodos de sobreposição de solda afetam a resistência à cavitação, de uma liga com cobalto (Stellite 6), depositado sobre o metal base em três condições de soldagem diferentes. A Figura 8 ilustra a superfície das três condições, imagens realizadas em microscópio eletrônico de varredura.

Figura 8 - Amostras de Stellite 6, aplicadas por diferentes parâmetros de soldagem.



Fonte: Hattori e Mikami (2009)

Na Figura 8 (a) parte escura corresponde aos carbonetos e a parte clara à matriz de cobalto. É possível observar o tamanho da matriz em cada caso e por isso o tamanho de grão da matriz afeta a resistência a cavitação. Porque o ST6-3 é o que apresenta maior dureza e maior resistência à cavitação (HATTORI; MIKAMI, 2009).

2.5 ENGENHARIA DE SUPERFÍCIE

Diversas pesquisas têm-se desenvolvidas para classificar os materiais com base na sua resistência à erosão por cavitação, baseando-se em suas propriedades mecânicas (SREEDHAR; ALBERT; PANDIT, 2016). Visto que a operação totalmente livre de cavitação em turbinas nem sempre é viável por considerações econômicas, as turbinas hidráulicas requerem intervenções periódicas para recuperação das áreas erodidas por deposição de materiais resistentes a cavitação. Assim é necessária uma seleção criteriosa de materiais com resistência adequada a danos por cavitação, para que a operação seja sustentada com cavitação limitada ou que dificulte seu estágio inicial. Para esse fim podem ser adotadas três tipos de abordagens (KWOK; MAN; CHENG, 2016):

- Melhorar o projeto da turbina para minimizar as diferenças hidrodinâmicas de pressão;
- Alterar as condições ambientais, como a temperatura, corrosividade dos fluidos;
- Aplicar na superfície materiais com melhor resistência à corrosão.

Sendo a abordagem de aplicar um revestimento a mais viável, por ser difícil a mudança de projeto das turbinas e economicamente inviável controlar as condições ambientais (KWOK; MAN; CHENG, 2016). Em razão de que normalmente os aços utilizados na fabricação das turbinas serem aços de baixo teor de carbono, por causa do baixo custo e apresentarem uma resistência mecânica razoável, no entanto possuem baixa resistência a cavitação. Por isso emprega-se técnicas de engenharia de superfície, que têm como objeto aumentar certas propriedades da superfície e manter as propriedades de massa no componente (MELLOR, 2006). No projeto de sistemas de fluxo ou máquinas hidráulicas, a seleção correta dos materiais e a aplicação de tratamentos de superfície são essenciais para melhorar a resistência a cavitação dos componentes (CHEN et al., 2008).

Dependendo das condições internas e externas ao sistema que um componente é submetido, é necessário que essas peças de engenharia possuam combinações desejáveis de propriedades. Dentre essas propriedades algumas são pertinentes ao volume, como a densidade, resistência a tração e ductilidade. Enquanto

outras são necessárias na superfície, como resistência ao desgaste e resistência à corrosão. A combinação dessas propriedades de massa e volume em um único material pode não existir ou se coexistem elevam e muito o custo do material. Uma solução viável para esse problema é aplicar técnicas de engenharia de superfície, que reduzem o custo total do projeto (KWOK; MAN; CHENG, 2000). A modificação da superfície para melhorar a resistência à cavitação dos componentes é uma das principais técnicas de engenharia de superfície empregadas atualmente. Apresenta como características únicas o uso de apenas uma pequena quantidade de material de mais caro aplicado como revestimento e possibilita um grande número de combinações de propriedades da superfície, proporcionando maior flexibilidade nos projetos e manutenção (KWOK; MAN; CHENG, 2016).

Uma superfície de engenharia pode ser definida como o planejamento da superfície de um sólido, tecnicamente modificado ou revestido com novos materiais resultando em uma superfície que apresentem melhor performance combinando as propriedades mecânicas desses materiais (STACHOWIAK, 2006). A engenharia de superfície envolve o aprimoramento de certas propriedades da superfície de um componente, que podem ser a resistência ao desgaste (MELLOR, 2006).

Existem vários métodos para modificar as propriedades da superfície de um componente, que constituem o campo da engenharia de superfície. Esses processos empregados na engenharia de superfície podem ser classificados em três grupos (MELLOR, 2006):

1. Processos que modificam a superfície existente sem alteração na composição, como refusão da superfície;
2. Processos que modificam a superfície existente com alteração na composição, podem modificar a estrutura cristalina, formar novas fases, como cementação, nitretação;
3. Processos de aplicação de um novo material na superfície, conhecidos como processos de revestimento que podem ser realizados por soldagem, galvanoplastia, deposição química.

No reparo de turbinas normalmente é realizado com o preenchimento das cavidades erodidas com o material estrutural de menor custo, como já citado aço de baixo teor de carbono e posteriormente a deposição de camadas de revestimento que são resistentes a cavitação, a deposição desses materiais são realizados por processos de soldagem por serem economicamente mais viáveis e possuem uma maior gama de materiais consumíveis (ligas ferrosas e ligas não ferrosas) que podem ser aplicados nestes processos (VENKATESH; SRIKER; PRABHAKAR, 2015). Como em todos os processos de soldagem, existe uma zona de diluição entre o material depositado e o material base, essa taxa de diluição pode influenciar nas propriedades da camada depositada. Por razões metalúrgicas e de projeto pode-se aplicar uma camada intermediária de material que apresente propriedades intermediárias a camada de revestimento e do material base, para que se obtenha as propriedades requeridas no projeto, essa camada é conhecida como camada de amantecimento (MELLOR, 2006).

2.6 CARACTERÍSTICAS DO REVESTIMENTO

A seleção de um revestimento para aplicações tribológicas deve ser fundamentada em conhecer os fatores do revestimento, como o método de deposição e seus respectivos parâmetros, a composição química, a espessura, a dureza e a adesão do revestimento com o substrato. Se possível a seleção também deve se basear na experiência da aplicação de revestimento, onde obteve-se sucesso em sua aplicação e analisar os dados tribológicos que estiverem disponíveis. Uma seleção correta também requer conhecimento das distribuições térmicas e de tensões geradas na região de contato entre o revestimento e o substrato (MELLOR, 2006).

A diferença de propriedades entre revestimento e substrato pode ocasionar falha de adesão. Se ocorrer fraca adesão na deposição do revestimento, ele pode ser retirado de forma rápida e fácil. A adesão desempenha papel importante no período de incubação garantindo a proteção do substrato contra o desgaste cavitacional. Excelentes resultados observados na aplicação de revestimentos podem ser atribuídos a forte adesão entre os materiais (QIU et al., 2015).

A resistência do revestimento à erosão por cavitação varia de acordo com a espessura, sendo que revestimentos mais espessos apresentam melhor desempenho. Um revestimento mais espesso inicialmente apresenta uma taxa de erosão elevada que vai diminuindo gradualmente em testes até atingir um valor na qual permanece constante. Enquanto, revestimentos mais finos não apresentam esse comportamento e mantem as altas taxas iniciais de desgaste durante todo o processo erosivo. Assim o revestimento fino oferece menor período de proteção. A adesão e a espessura do revestimento são fatores responsáveis por longo período estacionário e maior desempenho contra a erosão (QIU et al., 2015). Dentre esses materiais utilizados na recuperação de turbinas destacam-se os aços inoxidáveis com cobalto que apresentam as propriedades citadas anteriormente, devido sua estrutura cristalina e microestrutura, apresentando como microconstituente austenita, com baixa falha de empilhamento, com características de deformação planar, maclação fina e elevado endurecimento por deformação plástica (VENKATESH; SRIKER; PRABHAKAR, 2015). A adição do cobalto nos aços inoxidáveis promove a redução da energia de falha de empilhamento na estrutura cristalina cubica de face centrada (CFC) da austenita. A menor energia de falha de empilhamento em conjunto com a deformação causada pela implosão das microbolhas promove a transformação martensítica que está relacionada com melhor resistência a cavitação (MACEDO, 2014).

Os revestimentos de diferentes modos de deposição podem se distinguir de várias maneiras como a espessura, dureza, ductilidade e estado da tensão residual. Embora todos esses atributos sejam importantes e são os tipos de parâmetros utilizados para realizar a seleção do revestimento também é necessário o entendimento dos processos de deposição dos revestimentos (MELLOR, 2006).

Os processos mais comuns utilizados na deposição de revestimentos no projeto e manutenção de sistemas de fluxos ou máquinas hidráulicas que apresentam problemas de erosão por cavitação é o Revestimento por Soldagem (*Hardfacing*), essa tecnologia de modificação da superfície aumenta as propriedades da superfície projetada podendo ser realizadas por várias técnicas de soldagem como soldagem a gás oxiacetileno (OAW), soldagem por arco submerso (SAW), soldagem a arco elétrico com eletrodo revestido (SMAW), soldagem a arco metálico com atmosfera gasosa (GMAW) e soldagem a arco elétrico com arame tubular (FCAW). Existem

diferenças significativas entre esses processos como a eficiência da soldagem, a taxa de diluição (PLATA, 2016).

2.7 SOLDAGEM

O uso de uma técnica de soldagem para depositar um revestimento é quase tão antigo quanto o uso da soldagem para produzir a união de materiais. As camadas de materiais depositados na superfície podem ser classificadas da seguinte maneira (MELLOR, 2006):

- Construção/enchimento: deposição de material para preencher maior parte do volume de desgaste para as suas dimensões originais;
- Amanteigamento: deposição de camada de transição, com propriedades metalúrgicas intermediárias entre o enchimento e o revestimento.
- Revestimento: aplicação de camada de material com propriedades específicas, visando dar à superfície resistência ao desgaste;

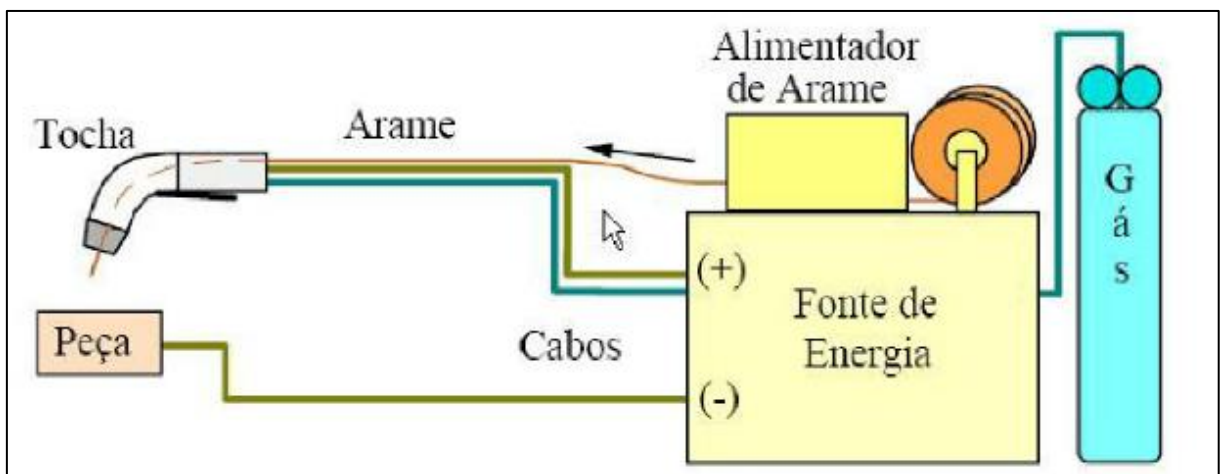
A maioria dos processos de soldagem utilizados para unir componentes também podem ser utilizados para aplicação de revestimentos. As diferenças principais entre os vários processos de soldagem estão relacionadas com a natureza da fonte de calor, a forma de consumo do material de adição e o método de proteção do material fundido durante o procedimento de soldagem. Cada processo apresenta vantagens e limitações que interferem na seleção de um processo. Os processos de soldagem por fusão envolvem a fusão de parte do material base para obter uma ligação metalúrgica entre o material de preenchimento e o metal original isso significa que a liga resultante da solidificação é uma mistura destes materiais sendo a composição desta liga definida pela taxa de diluição que é definida o como o quanto de metal base está presente na composição do material adicionado. A diluição é um fator muito importante na obtenção dos parâmetros requisitados no projeto visto que, faz com que a composição química e a estrutura do revestimento não sejam as mesmas do consumível de soldagem utilizado para produzi-lo. Idealmente é exigido que a taxa de diluição seja a mais baixa possível que apresente pouca penetração no metal base. A quantidade de diluição é afetada pelo processo e parâmetros de

soldagem selecionados como a posição, inclinação de soldagem, padrão do cordão de solda depositado e energia de soldagem (MELLOR, 2006).

Nos reparos das turbinas hidráulicas podem ser realizados por vários processos de soldagem que a seleção do processo depende do tipo de trabalho, materiais consumíveis disponíveis, tamanho e forma do componente e acessibilidade dos equipamentos de soldagem. Dentre os processos disponíveis os mais utilizados destacam-se a Soldagem a Arco Elétrico com Eletrodo Revestido (*Shielded Metal Arc Welding*, SMAW), Soldagem a Arco Metálico com Atmosfera Gasosa (*Gas Metal Arc Welding* GMAW), Soldagem por arame tubular (*Flux Cored Arc Welding* FCAW) e Soldagem por Plasma a Arco Transferido (*Plasma Transfer Arc* PTA) (PLATA, 2016).

Normalmente é empregado na manutenção das turbinas o processo GMAW e FCAW. Sendo diferenciados pelo tipo de consumível utilizado no processo de soldagem se for utilizado arame sólido o processo é GMAW e se for aplicado arame tubular o processo é FCAW (MACEDO, 2014). Em razão de que a fonte de soldagem empregada nesses dois processos é o mesmo, mudando somente o tipo de arame utilizado no alimentador de arame, conforme pode ser observado na Figura 9.

Figura 9 - Esquema da fonte de soldagem GMAW/FCAW.



Fonte: Infosolda (2017).

As aplicações destes processos de soldagem são recomendadas por apresentarem maior flexibilidade, baixo custo, alta qualidade de acabamento superficial, alta variabilidade de consumíveis disponíveis, elevada taxa de deposição e baixa taxa de diluição. A taxa de diluição é determinada pelo processo de soldagem

e pelos parâmetros de soldagem escolhidos pretendendo que essas taxas sejam baixas para se obter as propriedades requeridas na superfície (VENKATESH; SRIKER; PRABHAKAR, 2015).

No processo GMAW de deposição um eletrodo metálico é inserido continuamente sendo protegido por um fluxo de gás, que no MIG (*Metal Inert Gas*) os gases são argônio ou hélio e no MAG (*Metal Ative Gas*) os gases são gás carbônico ou mistura de argônio com gás carbônico. O consumível é um fio maciço que pode sido fundido ou sinterizado. É um processo semiautomático ou pode ser automatizado apresenta taxas de diluição entre 10-40%, com eficiência entre 85-95%. As vantagens deste processo são que não forma escória, deposição visível durante todo o processo, deposição de alta qualidade, possível soldar formas complexas e em todas posições. As limitações são correntes de ar que pode atrapalha o fluxo do gás de proteção pode apresentar falta de fusão e aplicação limitada pela variedade de consumíveis (MELLOR, 2006).

No processo FCAW de deposição um eletrodo metálico é inserido continuamente podendo ser protegido por um fluxo de gás ou se o eletrodo for auto protegido não depende de proteção gasosa. O consumível é um fio maciço que pode sido fundido ou sinterizado. É um processo semiautomático ou pode ser automatizado apresenta taxas de diluição entre 10-40%, com eficiência entre 85-95%. As vantagens deste processo em relação ao processo GMAW são arco mais estável, maior taxa de deposição para mesma energia equivalente e melhor controle da geometria do cordão. As limitações são o preço do consumível e presença de escória (MACHADO, 2007).

No processo de soldagem a velocidade média de soldagem v , expressa em milímetros por segundo, pode ser calculada por meio da equação 1 (MACHADO, 2007):

$$v = \frac{\text{comprimento do cordão [mm]}}{\text{tempo de soldagem [s]}} \quad (1)$$

O cálculo da energia de soldagem E pode ser feito a partir da equação 2 (MACHADO, 2007):

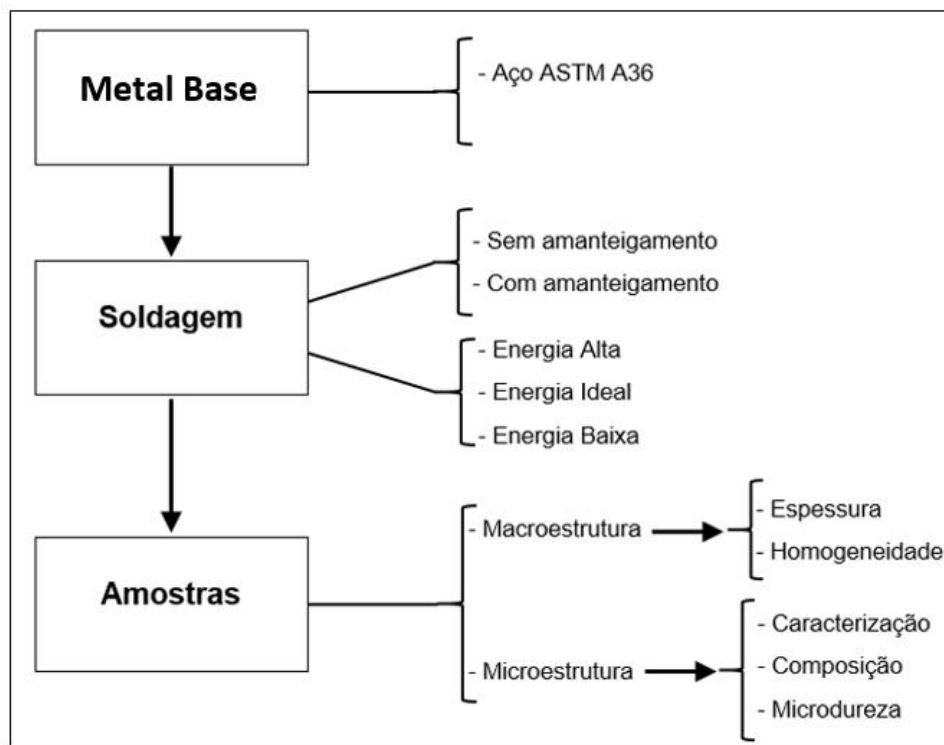
$$E = \frac{\eta VA}{v} \quad [kJ/mm] \quad (2)$$

Onde η é o coeficiente de rendimento do processo de soldagem utilizado, V e A são a tensão e corrente ajustados no equipamento de soldagem, respectivamente em volts e ampères e v é a velocidade de soldagem, calculada pela equação 1.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo será exposto o planejamento experimental necessário para realização dos testes e obtenção dos resultados. A Figura 10 demonstra um fluxograma do planejamento experimental que foi exercido nesse trabalho com a sequência de realização das etapas.

Figura 10 Fluxograma do planejamento experimental.



Fonte: Próprio autor.

3.1 METAL DE BASE

O metal de base escolhido para o desenvolvimento deste trabalho foi o aço ao carbono ASTM A36, usinado em peças com dimensões nominais 140 x 50 x 15 milímetros. O mesmo tipo de aço foi empregado na fabricação dos rotores das turbinas hidráulicas instaladas nas Usinas Hidroelétricas de Ilha Solteira e Três Irmãos.

3.2 ARAMES PARA SOLDAGEM

No processo de soldagem das amostras foram realizados com três tipos diferentes de consumíveis que apresentam as composições químicas descritas na Tabela 1.

Tabela 1 – Composição química dos consumíveis de soldagem.

Consumível	Elementos de liga (% em peso)						
	C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	Co
AWS E70S-6 ^(a)	0,10	-	-	-	1,65	1,00	-
AWS E309-T1 ^(b)	0,06	23,00	12,80	-	1,40	0,80	-
Aço inox Co ^(c)	0,15	19,5	-	0,28	9,80	1,90	10,80

Fonte: (a) Belgo Bekaert (2017), (b) e (c) Welding Alloys (2017).

O consumível de soldagem utilizado para representar o material que é utilizado na camada de preenchimento das cavidades são os arames sólidos de aço carbono AWS E70S-6, de diâmetro nominal 1,2 mm, estes consumíveis são utilizados no preenchimento da maior parte da perda de massa originada pela cavitação porque possui menor custo e propriedades mecânicas semelhantes à metal base. O arame tubular que será selecionado para representar as camadas de amanteigamento (camada de transição) é o aço inoxidável AWS E309-T1, de diâmetro nominal 1,2 mm, por ser aço inoxidável austenítico que apresenta propriedades mecânicas mais similares ao material de revestimentos. O arame tubular usado para o revestimento que será aplicado é composto por um aço inoxidável austenítico com cobalto, cujo diâmetro nominal é 1,3 mm, aplicado somente como recobrimento das superfícies que estão expostas ao fenômeno de cavitação.

3.3 GASES PARA SOLDAGEM

No processo de soldagem será necessário o uso de dois tipos de mistura de gases de proteção. A mistura de composição química 25% dióxido de carbono e 75% de argônio, será utilizada para a deposição dos arames AWS E70S-6 e AWS E309-T1 porque minimiza respingos e possibilita a obtenção de bom cordão de solda,

controle da área fundida em várias posições de soldagem. E para o processo de deposição do arame para o revestimento resistente à cavitação utilizará a mistura de composição química 2% dióxido de carbono e 98% argônio que minimiza mordeduras e proporciona boa tenacidade do cordão (MACHADO, 2007).

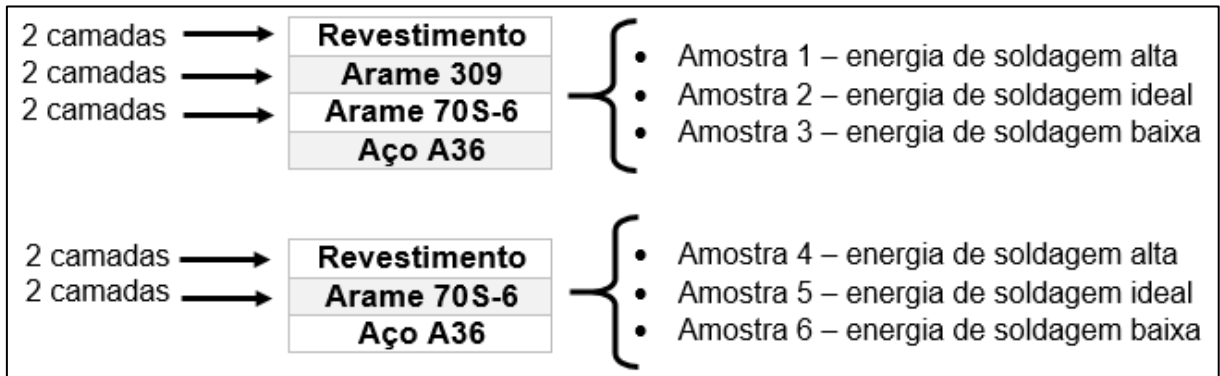
3.4 PROCESSO DE SOLDAGEM

Para a fabricação das amostras o processo de soldagem foi utilizado uma máquina multiprocesso selecionando o processo a arco elétrico com proteção gasosa (GMAW) para deposição do arame sólido e o processo a arco elétrico com arames tubulares (FCAW). Estes processos de soldagem são atualmente empregados por possuírem alta taxa de deposição, possibilitam a soldagem em diferentes posições, com baixa taxa de respingos e ótimo acabamento (MACHADO, 2007). A produção das amostras segue o esquema mostrado na Figura 11, onde foram produzidas um total de seis amostras em duas séries de deposição de camadas. Nas amostras S1, S2 e S3 sobre o metal de base foram depositadas duas camadas de arame AWS E70S-6, posteriormente duas camadas de arame AWS E309-T1 e, por último, duas camadas de revestimento feitas de arame com cobalto. A diferença entre as três amostras dessa sequência foi a variação da energia de soldagem durante a deposição da camada de revestimento, por meio da mudança da corrente de soldagem empregada no processo. Na amostra S1 a corrente foi considerada baixa (aproximadamente 98 A), na amostra S2 a corrente usada foi a ideal segundo o fabricante (aproximadamente 148 A) e na amostra S3 a corrente elétrica foi usada em um patamar alto, de 183 ampères.

Na outra série de amostras S4, S5 e S6 foram depositadas duas camadas de preenchimento do arame AWS E70S-6 e duas camadas de revestimento. A energia de soldagem também variou durante a deposição do revestimento seguindo os mesmos parâmetros indicados na série anterior. A escolha da sequência de deposição dos materiais foi de acordo com o processo tradicional de recuperação das turbinas hidráulicas da Usina Hidrelétrica de Ilha Solteira, no qual após o preenchimento é feito o amanteigamento e finaliza-se com a deposição do revestimento (amostras S1, S2 e S3). Um procedimento alternativo para reparo foi proposto com a série de amostras S4, S5 e S6, no qual objetivou-se investigar a influência da camada de

amanteigamento. A soldagem foi realizada por um soldador profissional habilitado, conforme procedimento descrito em trabalho anterior (MUSARDO, 2006).

Figura 11 – Disposição das camadas de soldagem no metal de base ASTM A36.



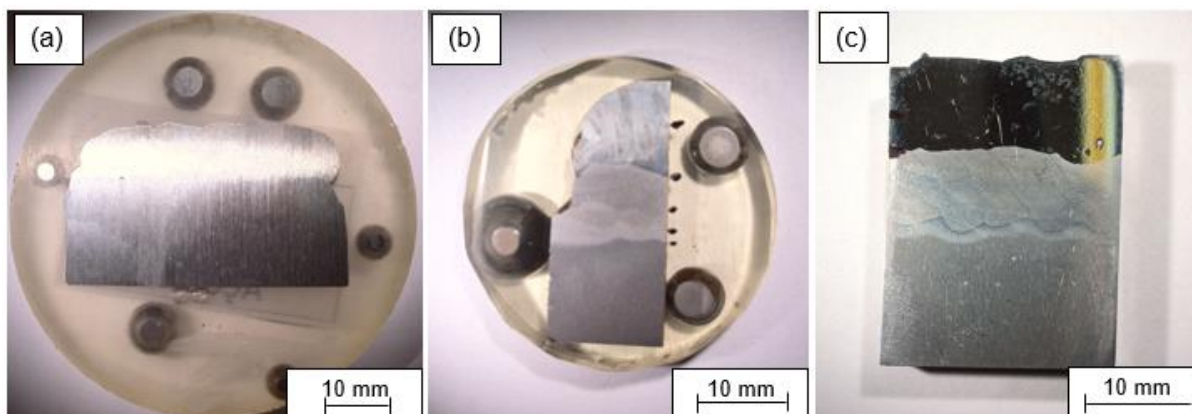
Fonte: Próprio autor.

3.5 ANÁLISE METALOGRÁFICA

A preparação metalográfica para os ensaios de macrografia e micrografia foram realizados no Laboratório de Metalografia e na Oficina Mecânica da Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira – FEIS UNESP. Para realizar a análise metalográfica foi necessário a preparação de amostras. Foram produzidos três tipos de corpos de prova para cada amostra: corpo de prova (I) para realizar macro análises, corpo de prova (II) para análise microestrutural e composicional, o corpo de prova (III) para análise de fases por difração de raio-X. A Figura 12 demonstra os três tipos de corpos de prova produzidos.

Nos três tipos de corpo de prova os cortes foram realizados por meio de uma cortadeira adequada com disco abrasivo de 250 mm de diâmetro e 1,5 de espessura, equipada com um sistema de refrigeração com bombeamento de fluído de corte. As amostras inicialmente foram cortadas com espessuras de 9 mm, esses cortes foram realizados transversalmente a direção de soldagem. Os corpos de prova do tipo (II) e (III) foram novamente cortados em uma direção longitudinal ao cordão de solda de modo que a amostra (II) tenha de 12-15 mm de largura e a amostra (III) possua 20-23 mm de largura. Posteriormente aos cortes as amostras foram embutidas em resina epóxi transparente e devidamente identificadas.

Figura 12 – Tipos de corpos de provas produzidos, (a) corpo de prova (I), (b) corpo de prova (II) e (c) corpo de prova (III).



Fonte: Próprio autor.

Na Figura 12 observa-se a superfície já preparada para que possa ser realizado o ataque químico. A preparação da superfície das amostras é inicialmente realizada em retifica plana, de modo a garantir o paralelismo das faces. Após a retifica é realizada a operação manual de lixamento das amostras em uma mesa com água corrente iniciando esse processo com uma lixa de granulação grosseira, grana 80. O processo foi constantemente monitorado a garantir um acabamento uniforme da superfície quando este aspecto uniforme é obtido troca-se a lixa por outra de granulação mais fina. Para facilitar a observação da preparação da superfície a cada troca de lixa realiza-se um giro de 90° no sentido de lixamento da amostra. A sequência de grana das lixas utilizadas foi 80, 120, 220, 320, 400, 600, 1200 e o acabamento foi realizado com a lixa de grana 1500. Após o processo de lixamento colocou-se as amostras em um aparelho de limpeza ultrassônica para remover os resíduos originados no lixamento que poderiam prejudicar o polimento. No processo de polimento foram utilizadas superfícies politrizes automáticas funcionando a uma velocidade de 600 rpm e como abrasivo foi utilizada alumina com granulometria de 1 μm . Para minimizar a ocorrência de artefatos e conseguir um melhor acabamento superficial durante o polimento a amostra era rotacionada em sentido contrário ao sentido de rotação da superfície politriz. Quando a superfície apresentava um aspecto de espelho sem conter nenhum risco visível a olho nu realizava-se a limpeza por meio de água corrente e secamento por fluxo de ar aquecido.

O ataque químico foi realizado em duas etapas. Na primeira utilizou-se o ataque químico por imersão da amostra em reagente Nital 2% (98 ml de álcool etílico, 5 ml

de ácido nítrico) para revelar a microestrutura do metal de base ASTM A36 e do arame AWS E70S-6 (GONÇALVES et al., 2005). Entretanto, esse reagente químico não revela a microestrutura do metal de solda composto por aços inoxidáveis de forma que foi necessário a aplicação de um reagente composto por 1 ml de ácido nítrico, 40 ml de ácido clorídrico e 13 g cloreto de ferro. Essa segunda etapa do ataque químico foi realizada por aplicação direta da solução somente na região dos aços inoxidáveis com o auxílio de um cotonete (HATTORI; - MIKAMI, 2009).

3.6 CARACTERIZAÇÃO MACROESTRUTURAL E MEDIDAS DE MACRODUREZA VICKERS

Nesta etapa utilizou-se os corpos de prova do tipo (I). Para obter-se imagens necessárias para a análise da geometria, espessura e homogeneidade das camadas depositadas na soldagem, foi utilizado o estereomicroscópio Zeiss Discovery V8, do laboratório de Microscopia da FEIS UNESP.

O ensaio de Dureza Vickers tem como objetivo mapear o perfil da dureza entre as camadas foi realizado no Aparelho de Ensaio de Dureza Vickers – Brinell –HPO 250, localizado no Laboratório de Ensaios Mecânicos da FEIS UNESP.

O mapeamento de macrodureza foi realizado fazendo-se medidas da camada externa (revestimento de aço inoxidável ao cobalto) até o metal base aplicando uma carga de 20 kgf no ensaio durante 10 segundos. A distância da primeira medida foi de, no máximo, 1,0 mm da superfície, mantendo-se distância de aproximadamente 2,0 mm entre as medidas realizadas. Este procedimento foi repetido quatro vezes em cada amostra com afastamento mínimo entre as fileiras de medidas de 10 mm. O valor das medidas das diagonais das indentações eram anotados e posteriormente convertidos em dureza Vickers, com a aplicação da equação 3.

$$HV = 1,8544 \cdot \frac{Q}{L^2} \quad (3)$$

Onde Q é a carga, em kgf, aplicada no ensaio e L é o comprimento médio das diagonais referentes à indentação da dureza sobre a amostra, em milímetros.

3.7 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E MICROANÁLISE.

A caracterização microestrutural tanto por microscopia óptica quanto por microscopia eletrônica de varredura (MEV). Para tanto foi usado o microscópio óptico Carl Zeiss Jena, modelo Neophot 21, instalado no laboratório de Microscopia da FEIS UNESP, bem como o Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) Zeiss EVO, modelo LS-15 instalado no Laboratório Multiusuário localizado no Departamento de Física e Química da FEIS UNESP. Também foi empregado um MEV Philips XL-30 TMP equipado com microanálise por Espectroscopia de Energia Dispersiva dos Elétrons (EDS) Oxford Instruments, modelo LINK ISIS, instalado no Laboratório de Caracterização Estrutural do Departamento de Materiais da UFSCAR. Nele foram analisados elementos químicos com número atômico superior ao sódio. O propósito dessas análises é observar as microestruturas e particularidades existentes na deposição de cada camada e na região de transição de um material para outro, como a transformação de grãos, mudanças de fases ou criação de novas fases. Além de realizar uma análise para saber a composição química nessas regiões de transição de materiais, quais são os efeitos da energia de soldagem na composição química nessas áreas.

Foi realizado ensaios de Difração de Raio-X, no Laboratório de Caracterização Estrutural do Departamento de Materiais da UFSCAR, utilizando-se corpos de prova (III), a identificação das fases de cada camada foi determinada com um difratômetro SIEMENS DL-5005 equipado com tubo de cobre ($\text{Cu K}\alpha = 1,5405 \text{ \AA}$) e monocromador de grafite. A intensidade difratada foi registrada no intervalo de 30 a 100°, varrida de 2° por minuto. A identificação das fases foi baseada em fichas CIF disponíveis no banco de dados do Inorganic Crystal Structure Database (ICSD), com identificação ICSD 64795 para a ferrita, ICSD 186833 para a austenita e ICSD 16593 para cementita. Utilizando o software livre MAUD para interpretação dos difratogramas (LUTTEROTTI; MATTHIES; WEN, 1999).

3.8 ENSAIO DE MICRODUREZA INSTRUMENTADA

A caracterização de microdureza Vickers foi realizada por meio de um Ultramicrodurômetro Digital Shimadzu DUH 211-S, utilizando como amostras os

corpos de prova (II). O ensaio foi elaborado segundo a norma ISO 14577-1 utilizando um indentador Vickers, aplicando carga de 1000 mN (100 gf) em método de ensaio de carregamento e descarregamento. Realizou-se uma varredura linear entre as diferentes camadas depositadas com intervalos de 500 μm entre as medidas, este procedimento foi efetuado três vezes em cada amostra com espaçamento mínimos de 1,5 mm entre cada fileira de medidas. Este equipamento também possibilita a obtenção de parâmetros elásticos como o módulo de elasticidade e está instalado no Laboratório de Caracterização Microestrutural da FEIS UNESP.

O DUH 211-S possibilita a obtenção de outros parâmetros do ensaio de microdureza neste trabalho também utilizaremos na análise das amostras as medidas do trabalho de deformação realizado durante a indentação (N_{it}) e do módulo de indentação conjugado (E_{it}^*) que são obtidos na realização de cada medida. O trabalho de indentação é definido como a integração da força aplicada com a profundidade da indentação sendo possível calcular tanto a energia elástica quanto a energia plástica. O valor de N_{it} é representado pela equação 4, e graficamente na Figura 13.

$$N_{it} = \frac{W_{elástico}}{W_{total}} \quad (4)$$

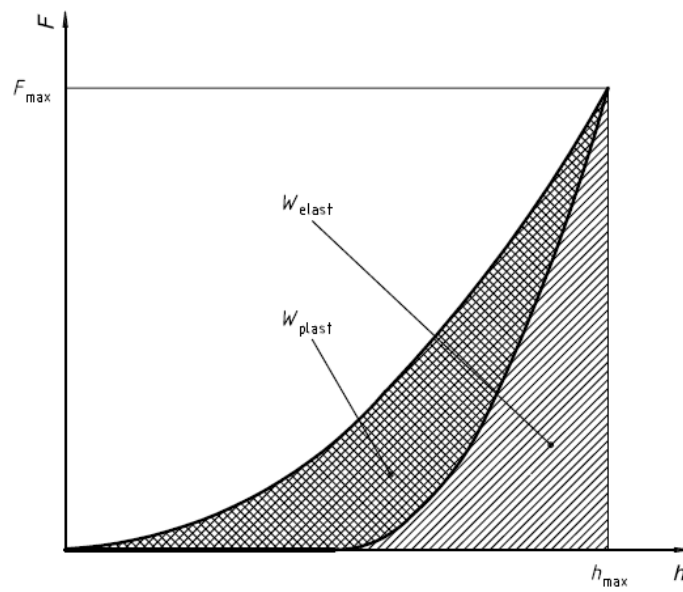
Na equação 4, $W_{elástico}$ é o trabalho de deformação elástico e W_{total} é a soma dos trabalhos de deformação elástico e deformação plástica.

O valor do E_{it}^* é calculado a partir da inclinação da tangente da curva de descarregamento e é definido pela equação 5. Considerando que para uma mesma camada o módulo de Poisson não varie consideravelmente, o módulo de elasticidade conjugado E_{it}^* está diretamente ao módulo de elasticidade do material.

$$E_{it}^* = \frac{E_{it}}{(1-\nu^2)} \quad (5)$$

Onde E_{it} é o módulo da indentação (*indentation modulus*), ν é o coeficiente de Poisson.

Figura 13 - Trabalhos de indentação elástico e plástico.



Fonte: International Standard (2002) Norma ISO 14577-1.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados obtidos são apresentados neste capítulo, com base nos ensaios propostos e descritos no capítulo Materiais e Métodos. Todos os resultados obtidos foram tratados por análises estatísticas nas quais foi considerado um intervalo de confiança de 95%. As diferenças entre as estimativas foram avaliadas por análise de variância (ANOVA) utilizando-se o Teste de Tukey para um nível de significância de 5% (MONTGOMERY, 2013).

4.1 PARÂMETROS DO PROCESSO DE SOLDAGEM

O processo de soldagem foi realizado como descrito na metodologia descrita na seção 3.4 Processo de Soldagem tendo sido monitorado os principais parâmetros do processo. Esses parâmetros são apresentados com base em valores médios nas Tabelas 2 a 7, sendo destacadas quantos cordões foram depositados por camada de aplicação de cada material, tempo de deposição, tensão e corrente de soldagem. Possibilitando o cálculo da velocidade de soldagem e energia de soldagem considerando o rendimento igual a 90% (MACHADO, 2007).

Tabela 2 – Parâmetros médios determinados durante a soldagem da amostra S1.

Arame	Camada	Cordões	Tempo (s)	Tensão (V)	Corrente (A)	Velocidade (mm/s)	E (KJ/mm)
E70-S6	1	9	15,6	27	150	8,7	0,38
E70-S6	2	9	15,4	27	150	8,9	0,37
E309-T1	1	7	16,7	27	150	8,2	0,40
E309-T1	2	7	18,0	27	150	7,6	0,42
Aço Co	1	6	21,9	29	183	6,3	0,69
Aço Co	2	6	19,5	29	183	7,0	0,61

Fonte: Próprio autor.

Tabela 3 – Parâmetros médios determinados durante a soldagem da amostra S2.

Arame	Camada	Cordões	Tempo (s)	Tensão (V)	Corrente (A)	Velocidade (mm/s)	E (KJ/mm)
E70-S6	1	9	15,4	27	150	8,9	0,37
E70-S6	2	11	19,7	27	150	7,0	0,46
E309-T1	1	7	17,2	27	150	8,0	0,41
E309-T1	2	7	18,2	27	150	7,5	0,43
Aço Co	1	7	23,6	29	148	5,8	0,59
Aço Co	2	6	20,7	29	148	6,6	0,62

Fonte: Próprio autor.

Tabela 4 – Parâmetros médios determinados durante a soldagem da amostra S3.

Arame	Camada	Cordões	Tempo (s)	Tensão (V)	Corrente (A)	Velocidade (mm/s)	E (KJ/mm)
E70-S6	1	10	14,4	27	150	9,5	0,34
E70-S6	2	11	19,3	27	150	7,1	0,46
E309-T1	1	7	18,8	27	150	7,3	0,44
E309-T1	2	7	18,3	27	150	7,5	0,44
Aço Co	1	8	24,6	29	98	5,6	0,41
Aço Co	2	7	25,5	29	98	5,4	0,42

Fonte: Próprio autor.

Tabela 5 – Parâmetros médios determinados durante a soldagem da amostra S4.

Arame	Camada	Cordões	Tempo (s)	Tensão (V)	Corrente (A)	Velocidade (mm/s)	E (KJ/mm)
E70-S6	1	10	16,8	27	150	8,1	0,40
E70-S6	2	11	19,3	27	150	7,1	0,46
Aço Co	1	7	20,7	29	183	6,6	0,64
Aço Co	2	7	17,0	29	183	8,0	0,58

Fonte: Próprio autor.

Tabela 6 – Parâmetros médios determinados durante a soldagem da amostra S5.

Arame	Camada	Cordões	Tempo (s)	Tensão (V)	Corrente (A)	Velocidade (mm/s)	E (KJ/mm)
E70-S6	1	10	15,7	27	150	8,7	0,38
E70-S6	2	11	19,6	27	150	6,9	0,47
Aço Co	1	7	23,9	29	148	5,7	0,60
Aço Co	2	6	25,8	29	148	5,5	0,62

Fonte: Próprio autor.

Tabela 7 – Parâmetros médios determinados durante a soldagem da amostra S6.

Arame	Camada	Cordões	Tempo (s)	Tensão (V)	Corrente (A)	Velocidade (mm/s)	E (KJ/mm)
E70-S6	1	10	15,6	27	150	8,8	0,37
E70-S6	2	10	18,4	27	150	7,4	0,44
Aço Co	1	7	21,1	29	98	6,5	0,42
Aço Co	2	7	27,2	29	98	5,0	0,46

Fonte: Próprio autor.

A deposição do aço carbono AWS E70-S6 foi realizada com os mesmos parâmetros de soldagem em todas as amostras. Obtendo-se valores médios próximos, comprovados pela análise de significância dos resultados das Tabelas 2 a 7 que não demonstram diferenças significativas de energia de soldagem na deposição deste material (MONTGOMERY, 2013). As energias de soldagem das camadas depositadas do arame AWS E309-T1 também apresentam comportamento estatístico semelhante em suas camadas sem variação significativa entre as amostras, visto que essas deposições também ocorreram sem mudança nos parâmetros de soldagem. No entanto, na análise das camadas depositadas do aço inoxidável com cobalto verificou-se uma redução nos valores das energias de soldagem que são consideradas estatisticamente significativas, das amostras S3 e S6, ambas soldadas na condição de baixa energia de soldagem.

4.2 ANÁLISE MACROGRÁFICA

Conforme descrito no capítulo anterior foram preparados três tipos de corpos de prova de cada amostra utilizando-se os corpos de prova do tipo (I) realizou-se uma análise de geometria e homogeneidade macroscópica das amostras. As Tabelas 8 a 9 demonstram os valores médios das larguras das camadas depositadas para cada amostra, as imagens foram obtidas no estereomicroscópio Zeiss Discovery V8 e foram analisadas com o auxílio do software ImageJ.

Tabela 8 - Valores estatísticos da largura das camadas depositadas das amostras S1, S2 e S3.

Material	Amostra	Média (mm)	Desvio Padrão	Número de medidas
Aço Co	S1	8,49	0,35	10
	S2	9,18	0,62	10
	S3	8,88	0,83	10
E309	S1	4,94	0,84	10
	S2	5,55	0,68	10
	S3	4,68	0,55	10
E70-S6	S1	4,03	0,59	10
	S2	5,62	0,78	10
	S3	5,17	0,71	10

Fonte: Próprio autor.

Tabela 9 - Valores estatísticos da largura das camadas depositadas das amostras S4, S5 e S6.

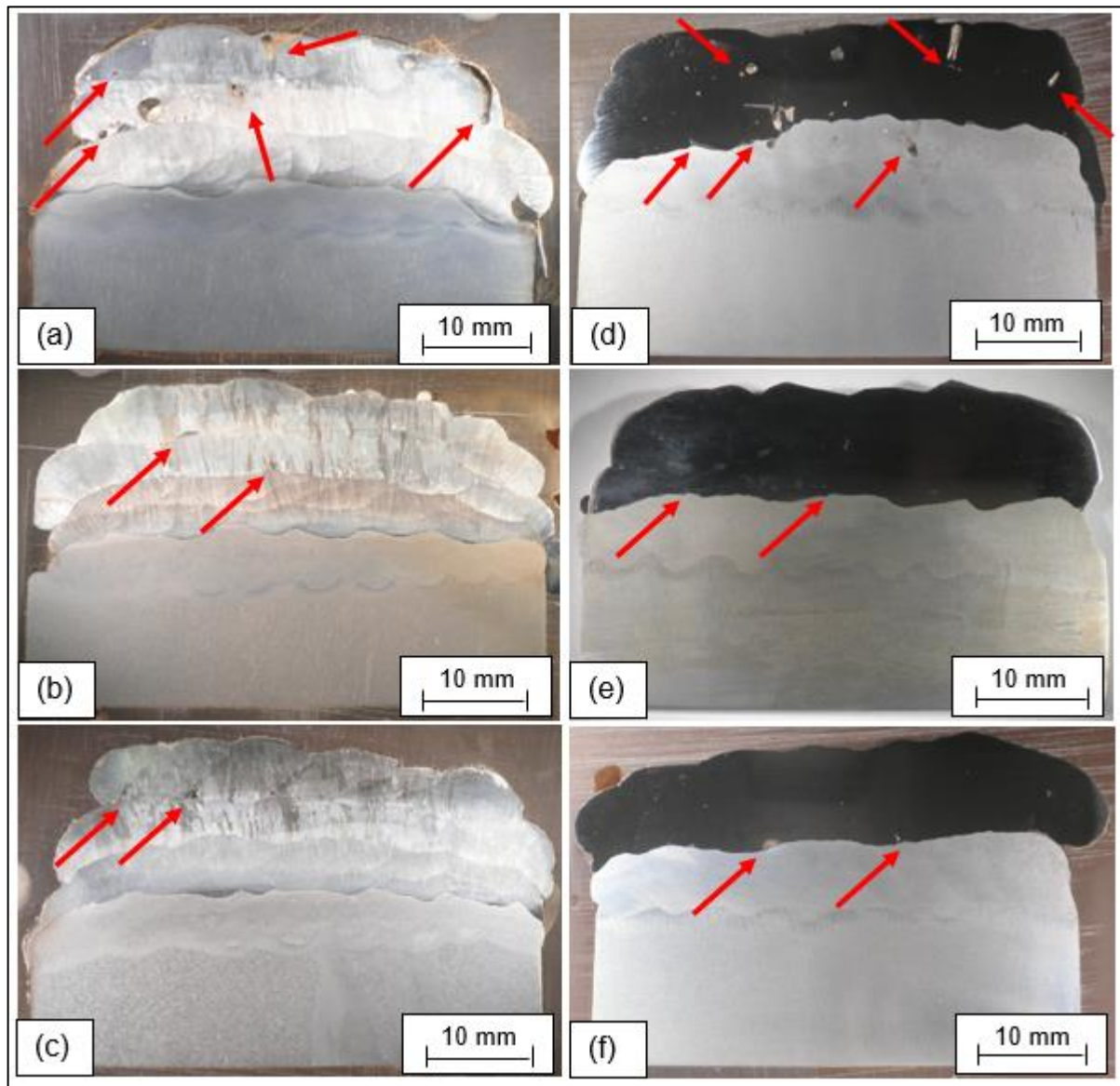
Material	Amostra	Média (mm)	Desvio Padrão	Número de medidas
Aço Co	S4	8,74	0,85	10
	S5	10,85	0,81	10
	S6	8,10	0,63	10
E70-S6	S4	6,72	1,07	10
	S5	6,98	0,62	10
	S6	6,49	0,56	10

Fonte: Próprio autor.

Os valores obtidos revelam que as larguras das camadas apresentam uniformidade na geometria comparando-se as camadas de mesmos materiais sem apresentarem diferenças estaticamente significativas de largura. As imagens da Figura 14 demonstram as macrografias amostras.

Na Figura 14 podemos analisar a qualidade da superfície e a geometria de cada camada como a largura, regiões de diluição, penetração e as sobreposições dos cordões de solda. As setas em vermelho indicam descontinuidades presentes em todas as amostras que ocorrem por falta de fusão ou de preenchimento, principalmente nos entre passes dos cordões. Isso pode ocorrer devido ao posicionamento da tocha, variação do ângulo de trabalho e energia de soldagem (SILVA, 2014). Nas amostras analisadas a quantidade de descontinuidades é afetada principalmente pela energia de soldagem empregada no processo. As amostras S1 e S4, Figura 14 (a) e (d), revelam maior quantidade de descontinuidades no processo de soldagem sendo que a único parâmetro de controle é a energia de soldagem que no caso dessas amostras é considerada alta. Entretanto, as outras amostras nas quais as energias de soldagem são consideradas ideais ou baixas exibem poucas descontinuidades demonstrando boa qualidades de preenchimento. As presenças de descontinuidades afetam a resistência a cavitação dos materiais, visto que estes pontos se tornam concentradores de tensões podendo diminuir o período de incubação. E essas descontinuidades podem enfraquecer a adesão entre as camadas (ALLENSTEIN 2007).

Figura 14 – Análise macro amostras S1 (a), S2 (b), S3 (c), S4 (d), S5 (e) e S6 (f).



Fonte: Próprio autor. As setas em vermelho indicam as descontinuidades.

4.3 ENSAIOS DE MACRODUREZA VICKERS

O ensaio de macrodureza foi realizado com objetivo de identificar o perfil de macrodurezas das camadas de material e comportamento nas regiões de transição de um material para outro. A variação dessa propriedade mecânica para cada amostra pode ser avaliada nas Tabelas 10 e 11 e graficamente mediante as Figuras 15 a 18.

Tabela 10 – Valores estatísticos das medidas de macrodureza Vickers para as amostras S1, S2 e S3 (carga padrão: 20 kgf).

Material	Amostra	Média (HV)	Desvio Padrão	Número de medidas
Aço Co	S1	276,00	10,37	19
	S2	275,00	12,00	20
	S3	273,00	7,46	20
E309	S1	203,27	15,38	9
	S2	189,60	3,06	9
	S3	201,44	15,77	10
E70-S6	S1	230,55	15,95	7
	S2	199,86	27,97	13
	S3	181,62	1,31	12
A36	S1	162,50	1,22	12
	S2	170,29	8,16	12
	S3	185,81	7,60	11

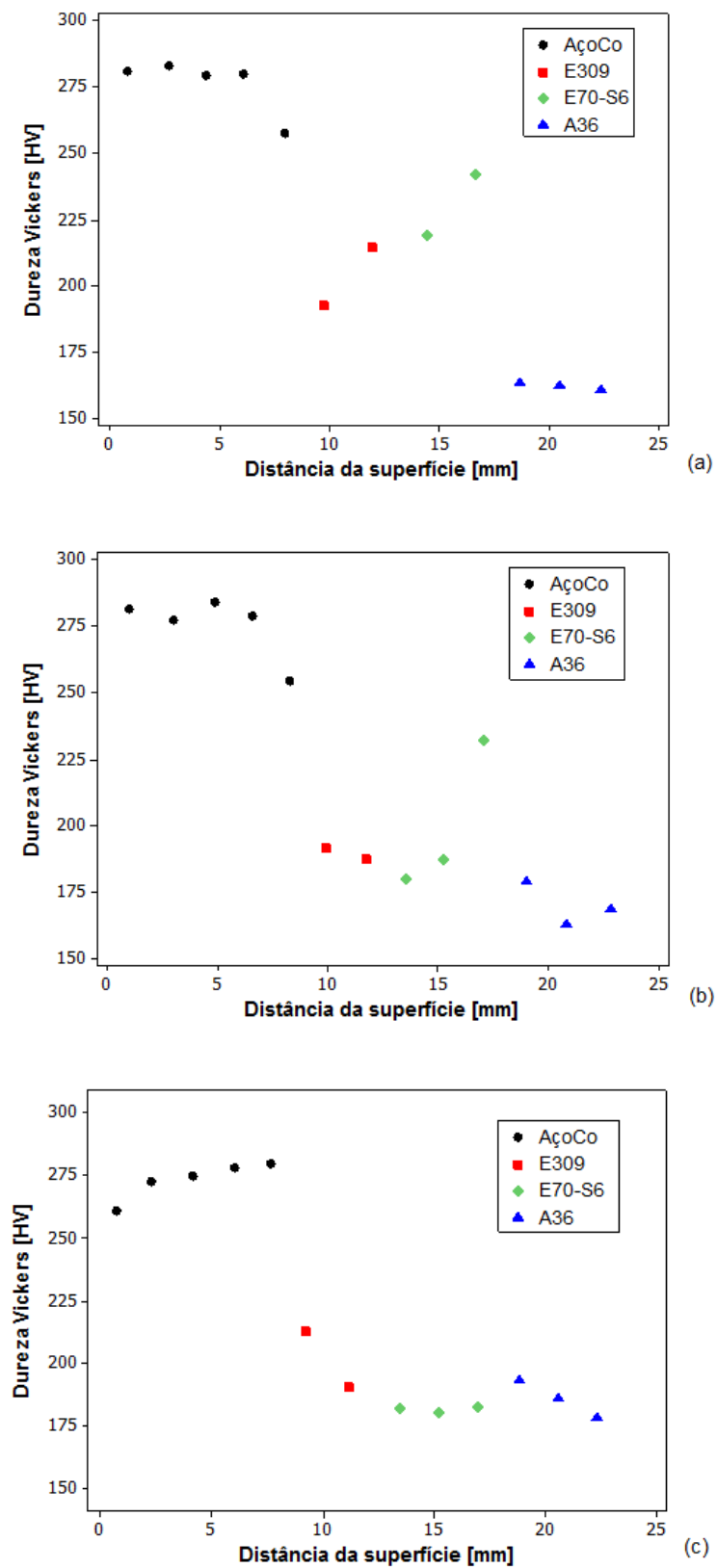
Fonte: Próprio autor.

Tabela 11 – Valores estatísticos das medidas de macrodureza Vickers para as amostras S4, S5 e S6 (carga padrão: 20 kgf).

Material	Amostra	Média (HV)	Desvio Padrão	Número de medidas
Aço Co	S4	276,54	10,12	21
	S5	282,86	7,85	21
	S6	265,23	5,65	18
E70-S6	S4	218,03	22,99	15
	S5	199,06	3,14	14
	S6	192,03	17,76	13
A36	S4	159,40	2,40	16
	S5	163,99	3,08	14
	S6	155,00	3,01	14

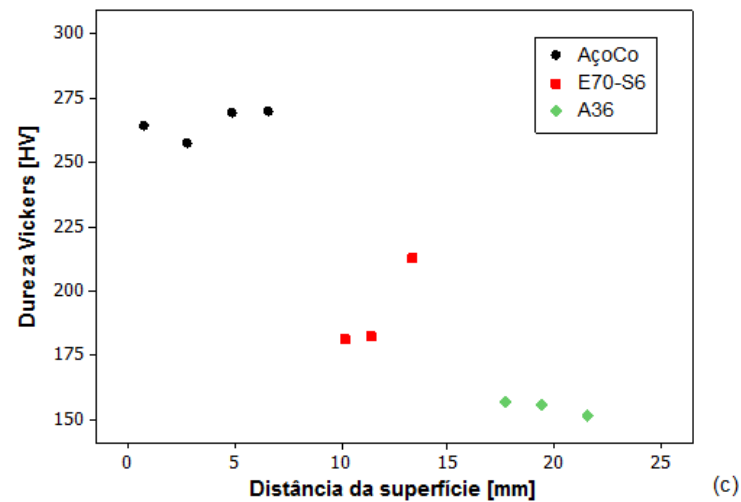
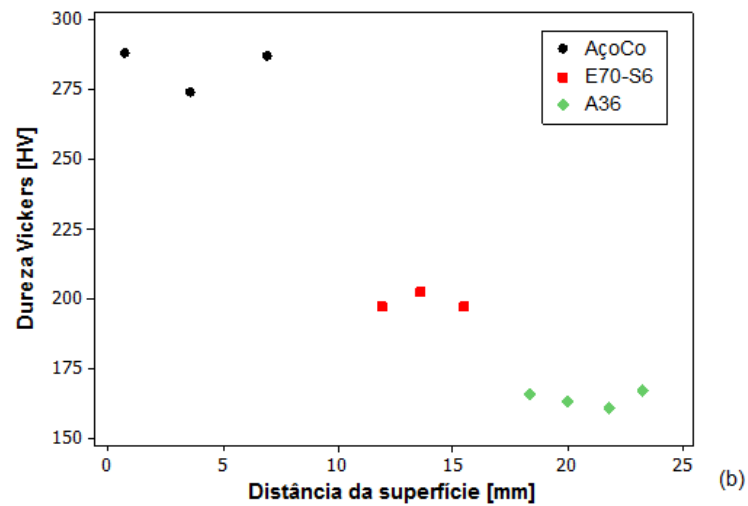
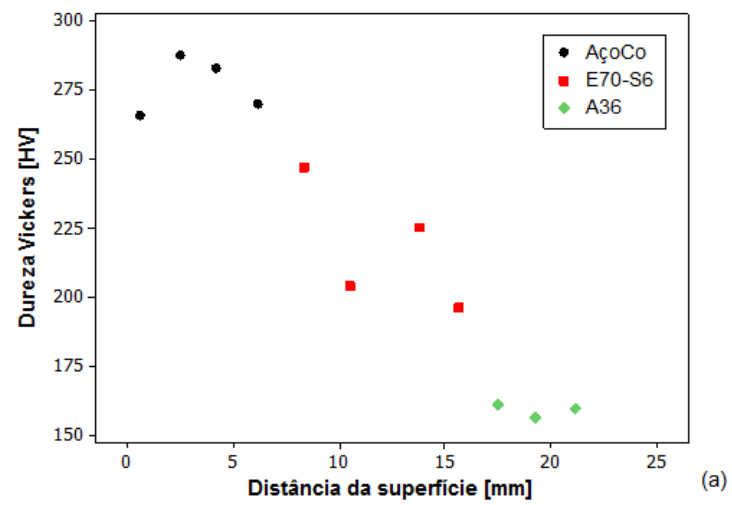
Fonte: Próprio autor.

Figura 15 – Perfil de macrodureza Vickers em relação às camadas de materiais depositados nas amostras S1 (a), S2 (b) e S3 (c).



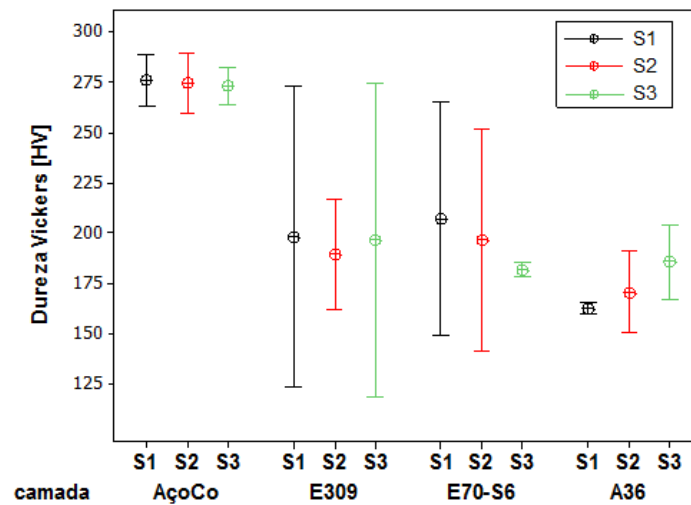
Fonte: Próprio autor.

Figura 16 – Perfil de macrodureza Vickers em relação às camadas de materiais depositados nas amostras S4 (a), S5 (b) e S6 (c).



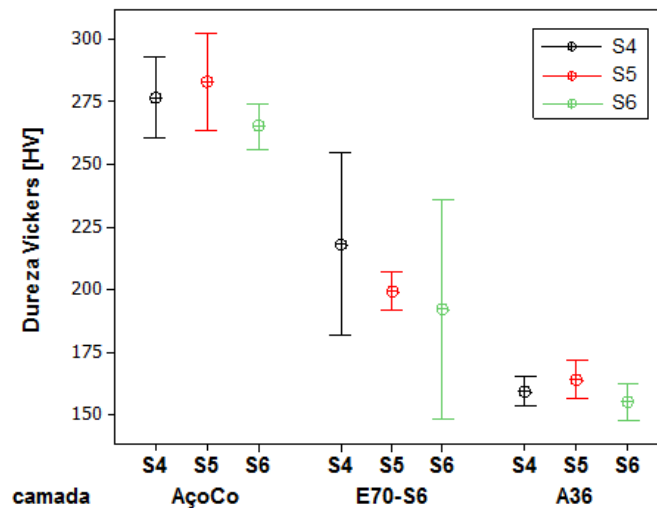
Fonte: Próprio autor.

Figura 17 – Comparativo dos valores médios de macrodureza Vickers das amostras S1, S2 e S3.



Fonte: Próprio autor.

Figura 18– Comparativo dos valores médios de macrodureza Vickers das amostras S4, S5 e S6.



Fonte: Próprio autor.

De acordo com os valores estatísticos obtidos e as Figuras 15 a 18, as amostras S1 e S3 que possuem camada de amanteigamento apresentam uma transição mais suave de macrodureza Vickers entre os diferentes materiais depositados não demonstrando diferenças estaticamente significativas. Entretanto, a amostra S2 apresenta uma diferença significativa de macrodureza na transição do revestimento com cobalto para a camada de amanteigamento devido à baixa diluição do processo

de soldagem obtido com a energia ideal (MACHADO, 2007). No entanto, as amostras S4, S5 e S6 apresentam um decaimento significativo de macrodureza entre as camadas devido à ausência da camada de amanteigamento. Deste modo a ausência de uma transição torna as diferenças entre as camadas mais drásticas.

4.4 ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS

O ensaio de microdureza tem como objetivo destacar a variação de microdureza dentro da própria camada e na região de transição entre as camadas sendo realizado um estudo comparativo entre as amostras analisadas. Os valores experimentais obtidos podem ser analisados nas Tabelas 12 e 13 bem como nas Figuras 19 a 22.

Tabela 12 – Valores estatísticos das medidas de microdureza Vickers para as amostras S1, S2 e S3 (carga padrão: 1000 mN).

Material	Amostra	Média (HV)	Desvio Padrão	Número de medidas
Aço Co	S1	341,44	17,54	51
	S2	367,27	33,33	51
	S3	364,05	22,31	45
E309	S1	207,74	7,95	39
	S2	220,11	19,76	27
	S3	212,25	25,52	27
E70-S6	S1	226,10	17,94	24
	S2	225,65	19,64	33
	S3	196,73	7,05	30
A36	S1	185,96	6,80	24
	S2	186,75	10,44	27
	S3	202,13	5,70	36

Fonte: Próprio autor.

Tabela 13 – Valores estatísticos das medidas de microdureza Vickers para as amostras S4, S5 e S6 (carga padrão: 1000 mN).

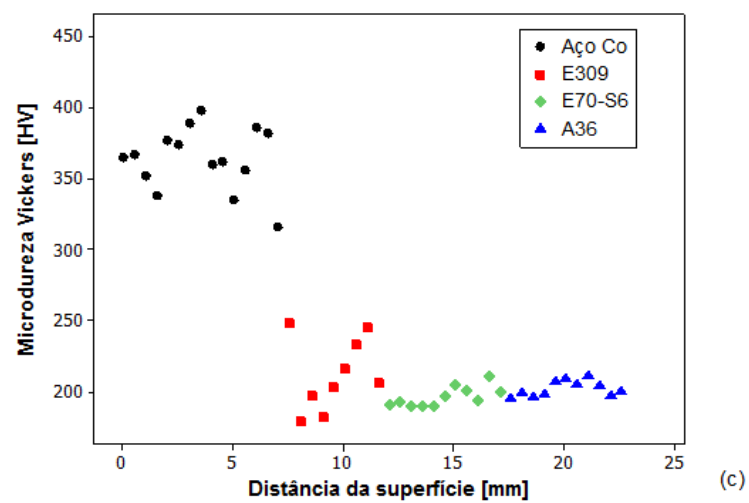
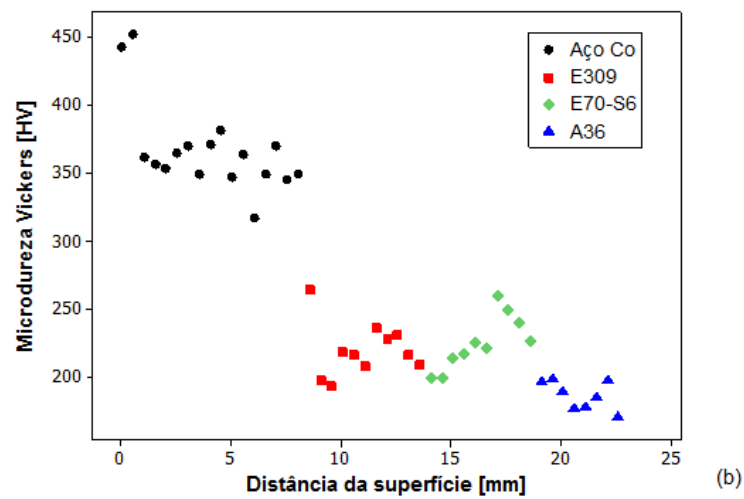
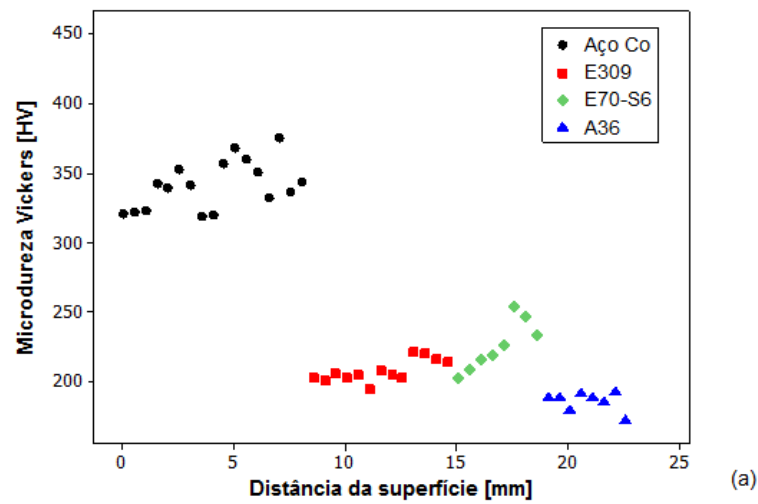
Material	Amostra	Média (HV)	Desvio Padrão	Número de medidas
Aço Co	S4	361,89	19,24	57
	S5	339,77	12,51	54
	S6	355,23	15,15	51
E70-S6	S4	239,93	18,61	39
	S5	194,66	10,89	42
	S6	212,55	14,07	48
A36	S4	181,75	8,70	24
	S5	183,43	15,77	24
	S6	183,55	16,11	21

Fonte: Próprio autor.

Na análise de microdurezas Vickers das amostras nota-se que os valores da microdureza da camada de revestimento de aço inoxidável com cobalto variam entre 300 a 400 HV valores muito próximos aos constatados por Xu et al.(2006), Hatori e Mikami (2009) e Ribeiro, Buschinelli e Dutra (2010). Uma maior microdureza dessa camada de revestimento sugere que ocorrerá menor profundidade dos impactos das microbolhas demonstrando menor taxa de erosão e as deformações ocorrem apenas na superfície. A diferença entre os valores de macrodureza e microdureza representados nas Tabelas 10 a 13 ocorrem por causa do efeito de escala.

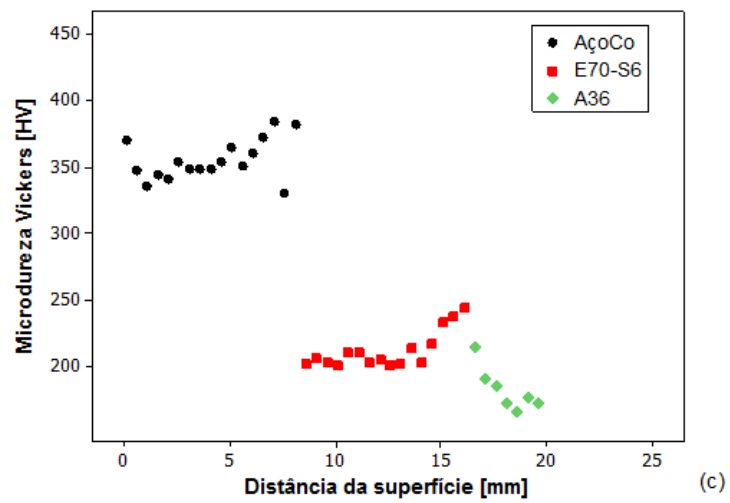
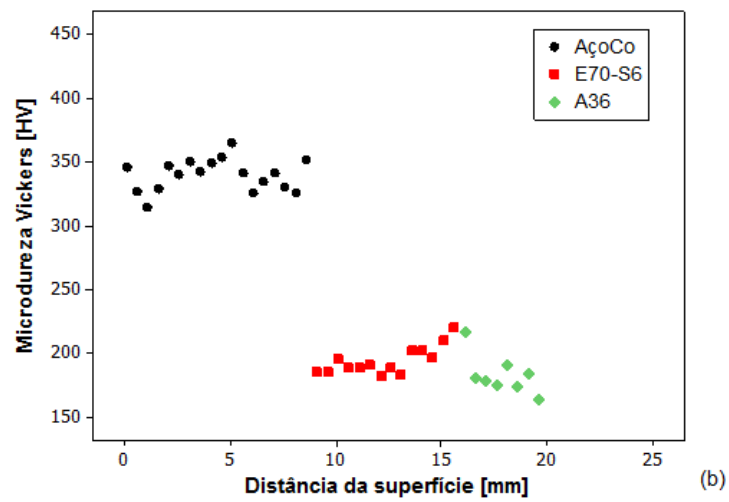
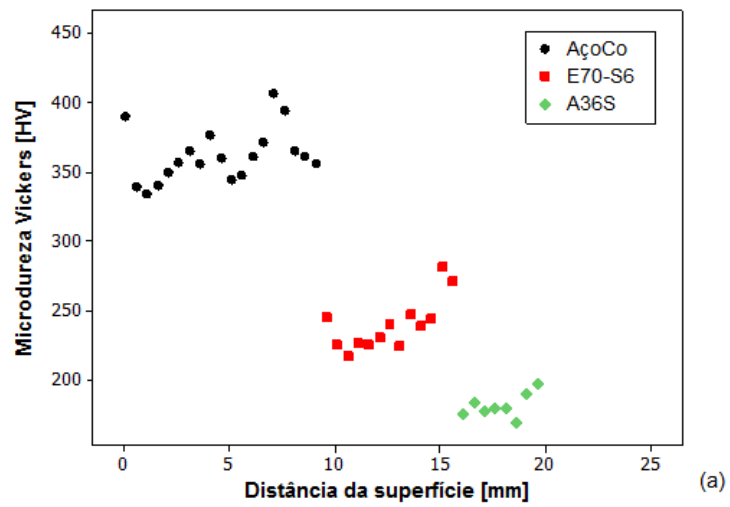
Nas amostras S1, S2 e S3, a camada de amanteigamento não apresenta variação gradual nas medidas de microdureza nem mesmo quando ocorre a variação das energias de soldagem o que também foi observado por Will et al. (2010). Nessas camadas os valores obtidos variaram entre 175 a 250 HV similares aos reportados por Santa et al. (2011). Nestas amostras os perfis de microdureza das camadas de amanteigamento apresentam diferenças estatísticas significantes em relação as camadas de revestimento não desempenhando uma redução gradual suave do perfil de microdureza entre as camadas.

Figura 19 – Perfil de microdureza Vickers em relação às camadas de materiais depositados nas amostras S1 (a), S2 (b) e S3 (c).



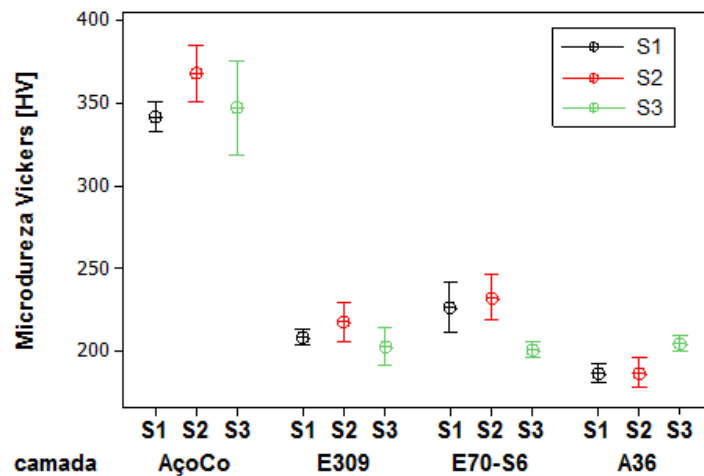
Fonte: Próprio autor.

Figura 20 – Perfil de microdureza Vickers em relação às camadas de materiais depositados nas amostras S4 (a), S5 (b) e S6 (c).



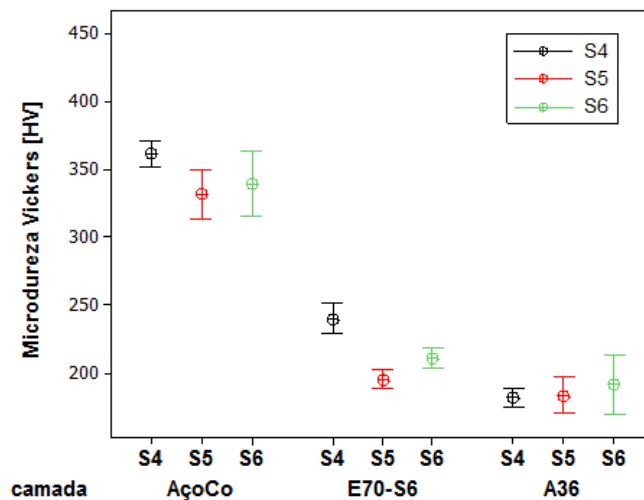
Fonte: Próprio autor.

Figura 21 – Comparativo dos valores médios de microdureza Vickers das amostras S1, S2 e S3.



Fonte: Próprio autor.

Figura 22 – Comparativo dos valores médios de microdureza Vickers das amostras S4, S5 e S6.



Fonte: Próprio autor.

O perfil de microdureza nas camadas do material AWS E70-S6 apresentam valores similares aos das camadas de AWS E309-T1 e aos apresentados por Santa et al. (2011) que também variaram entre 175 a 250 HV. É muito provável que o ciclo térmico empregado na soldagem tenha influenciado a formação de microconstituintes mais duros nessa camada principalmente na região de transição com o metal base (AWS A36). Esse aumento de dureza localizado ocorre devido ao reaquecimento

dessa região durante a soldagem das camadas seguintes que provavelmente provocou um refinamento da microestrutura e a precipitação de carbonetos finos. Tal comportamento não foi observado na amostra S3, pois nessa o processo de soldagem utilizou menor aporte térmico, ou seja, baixa energia de soldagem.

Nas amostras S4, S5 e S6 o valor médio de microdureza de cada camada de material apresenta valores estaticamente semelhantes às respectivas camadas formadas nas amostras S1, S2 e S3. As amostras soldadas sem a camada de amantecimento também não apresentam um decaimento gradual de microdureza do aço inoxidável austenítico com cobalto para a camada de aço-carbono AWS 70-S6. Dessa forma apresentam uma significativa diferença de microdureza nessa série de amostras. Comparando os mesmos materiais nessa série de amostras, observamos que não ocorre diferença estatisticamente significativa de microdureza para a mesma camada de material exceto na camada de AWS E70-S6 da amostra S4 que apresenta valores médios maiores do que o mesmo material na amostra S5 e S6 em virtude da alta energia de soldagem poder favorecer maior produção de carbonetos finos.

Como mencionado no capítulo Materiais e Métodos obtemos os valores do trabalho de deformação realizado durante a indentação N_{it} , que estão demonstrados nas Tabelas 14 e 15, podem também ser examinados nas Figuras 23 a 26.

Tabela 14- Valores estatísticos de N_{it} para as amostras S1, S2 e S3.

Material	Amostra	Média (%)	Desvio Padrão	Número de medidas
Aço Co	S1	21,51	2,59	51
	S2	16,66	0,37	51
	S3	27,27	3,85	45
E309	S1	11,93	0,66	39
	S2	11,92	0,71	27
	S3	16,00	1,30	27
E70-S6	S1	11,31	0,91	24
	S2	10,98	1,01	33
	S3	11,38	0,56	30
A36	S1	10,78	0,46	24
	S2	9,51	0,51	27
	S3	11,49	0,59	36

Fonte: Próprio autor.

Tabela 15 - Valores estatísticos de N_{it} para as amostras S4, S5 e S6.

Material	Amostra	Média (%)	Desvio Padrão	Número de medidas
Aço Co	S4	20,26	3,71	57
	S5	18,89	2,73	54
	S6	23,98	2,20	51
E70-S6	S4	10,64	1,02	39
	S5	9,21	0,47	42
	S6	11,27	1,19	48
A36	S4	11,03	1,04	24
	S5	10,64	0,66	24
	S6	14,93	1,57	21

Fonte: Próprio autor.

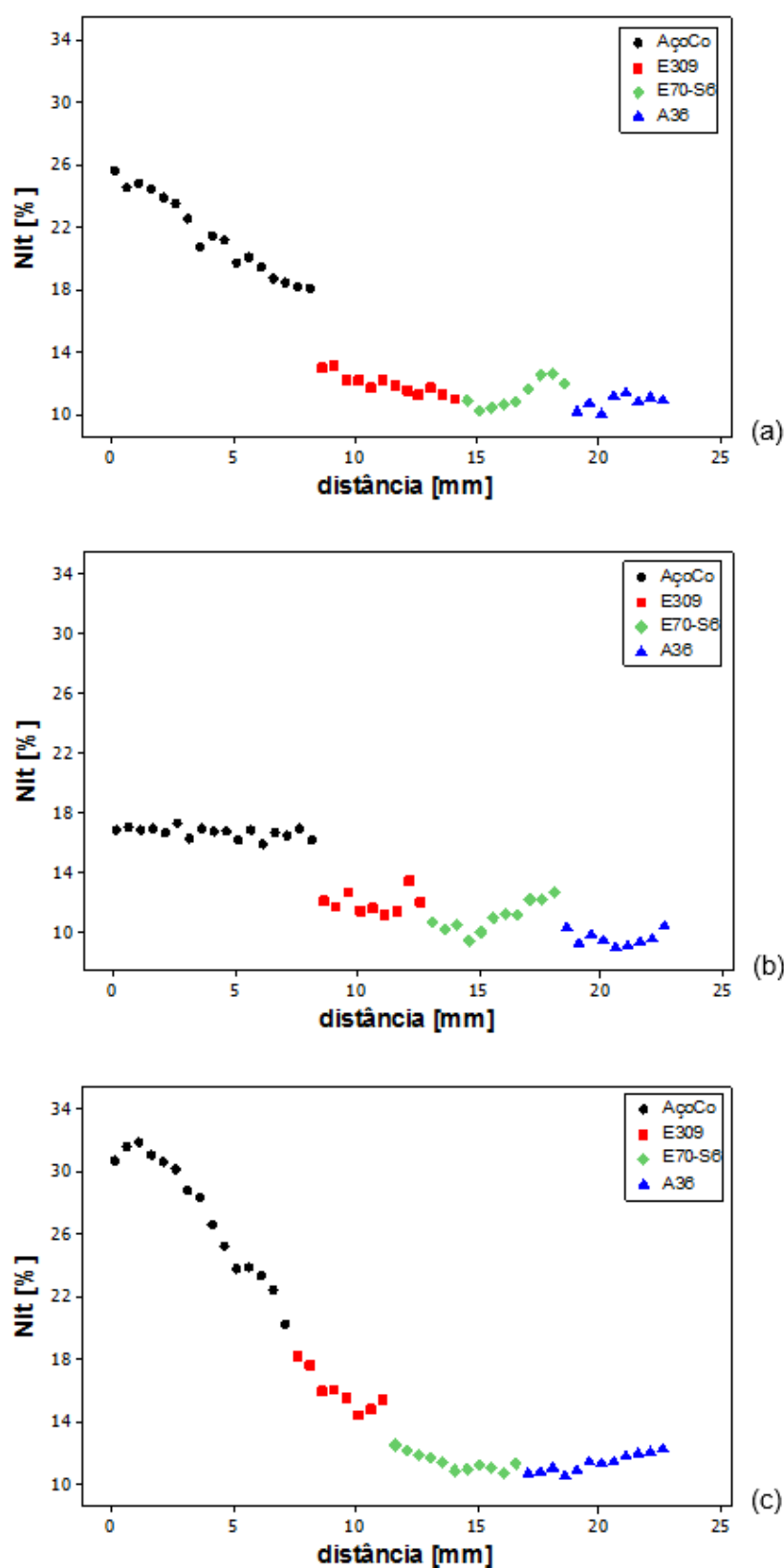
Os valores médios de N_{it} exibidos nas Tabelas 14 e 15 possibilitam evidenciar que as camadas de aço inoxidável austenítico com cobalto em todas as amostras apresentam maiores valores de N_{it} em relação às outras camadas de revestimento. Tais diferenças foram estatisticamente significativas constatando que o revestimento com cobalto conseguiria absorver mais energia de deformação elástica durante a implosão das bolhas de cavitação e demonstrando potencialmente uma melhor resistência a cavitação (SREEDHAR; ALBERT; PANDIT, 2015).

Os valores obtidos do módulo de indentação conjugado (E_{it}^*) podem ser observados nas Tabelas 16 e 17, e estão ilustrados nas Figuras 27 e 28.

Nas Figuras 27 e 28, e nas Tabelas 16 e 17 podemos observar o perfil de E_{it}^* para cada amostra que demonstram aparentemente o mesmo comportamento. Os valores de E_{it}^* sugerem que a camada de revestimento com cobalto apresenta uma melhor resistência à cavitação por causa da sua capacidade de absorver a energia dos impactos das microbolhas por deformação elástica.

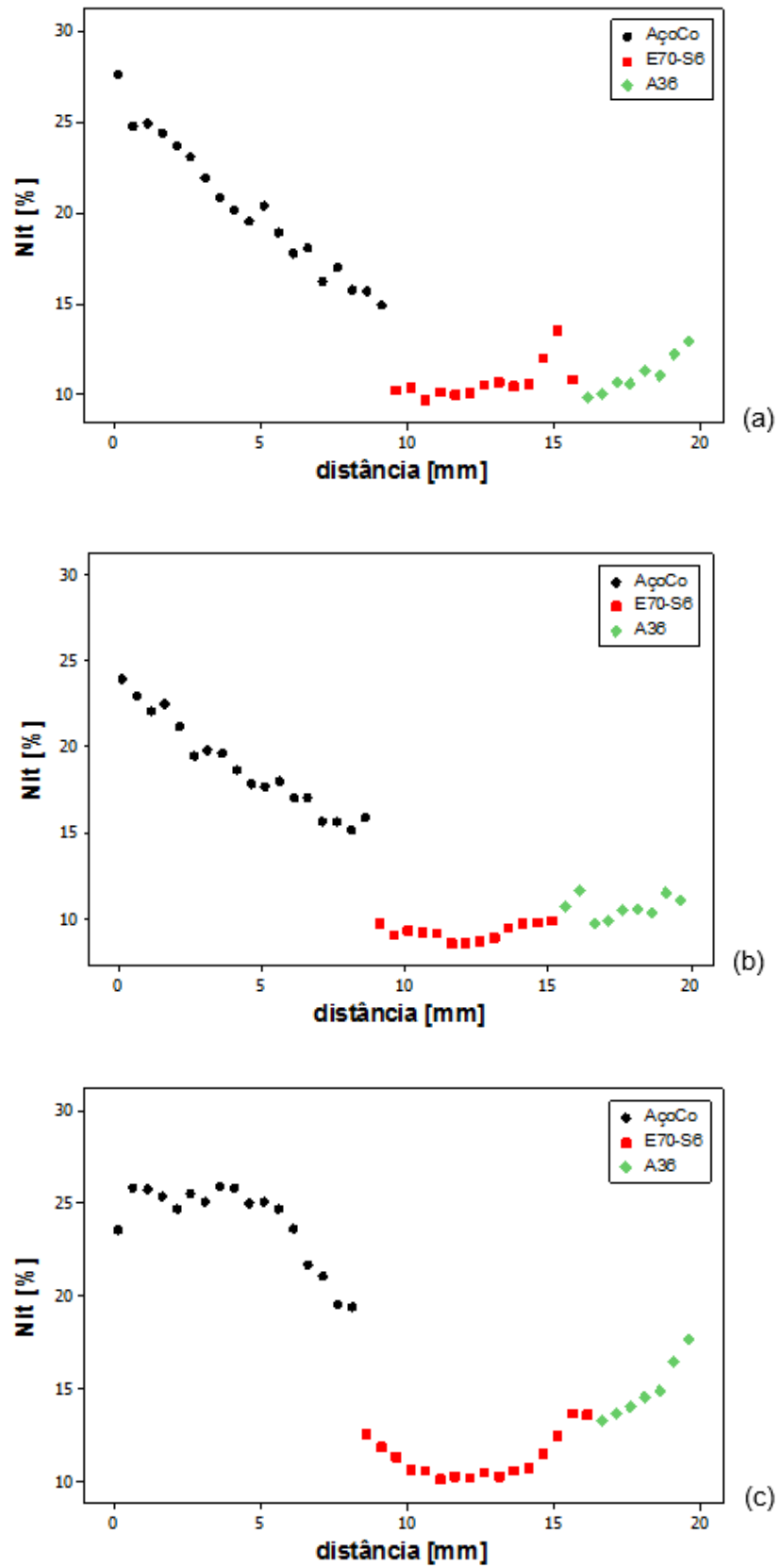
Os autores Gubicza et al. (1996) e Leyland e Matthews (2000) sugerem que a relação entre a microdureza Vickers dividida pelo módulo de indentação conjugado (HV/E_{it}^*) e o trabalho de deformação realizado durante a indentação N_{it} possibilita obter um parâmetro de caracterização de propriedades relacionadas com a resistência ao desgaste da superfície. Assim obtemos as Tabelas 18 e 19 com os valores de HV/E_{it}^* e as Figuras 29 e 30 dessa relação (HV/E_{it}^*) por N_{it} .

Figura 23 – Perfil de N_{it} em relação às camadas de materiais depositados nas amostras S1 (a), S2 (b) e S3 (c).



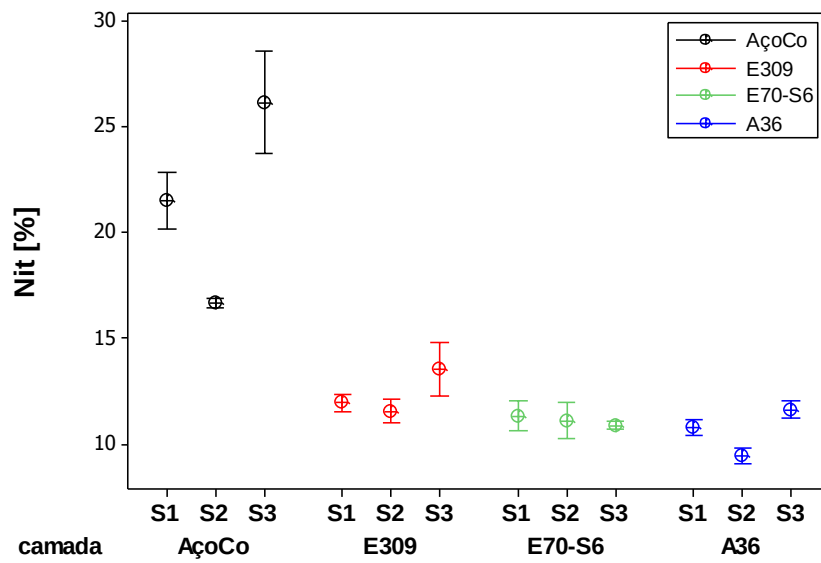
Fonte: Próprio autor.

Figura 24 – Perfil de N_{it} em relação às camadas de materiais depositados nas amostras 4 (a), 5 (b) e 6 (c).



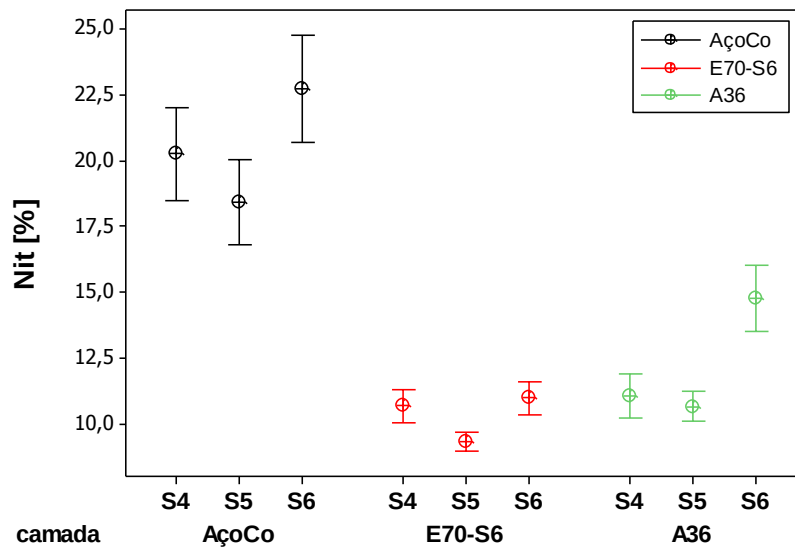
Fonte: Próprio autor.

Figura 25 – Comparativo dos valores médios de N_{it} das amostras S1, S2 e S3.



Fonte: Próprio autor.

Figura 26 – Comparativo dos valores médios de N_{it} das amostras S4, S5 e S6.



Fonte: Próprio autor.

Tabela 16 – Valores estatísticos dos módulos de indentação conjugado (Eit*) para as amostras S1, S2 e S3.

Material	Amostra	Média (GPa)	Desvio Padrão	Número de medidas
Aço Co	S1	116,22	23,24	51
	S2	171,99	15,24	51
	S3	75,60	20,54	45
E309	S1	159,61	15,00	39
	S2	185,06	14,01	27
	S3	133,21	21,40	27
E70-S6	S1	200,97	4,72	24
	S2	223,77	6,12	33
	S3	180,75	5,75	30
A36	S1	173,41	13,02	24
	S2	201,10	10,30	27
	S3	175,28	10,21	36

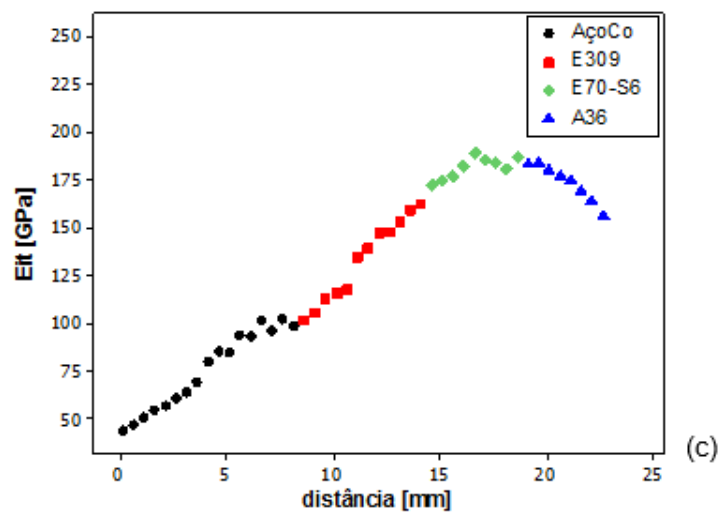
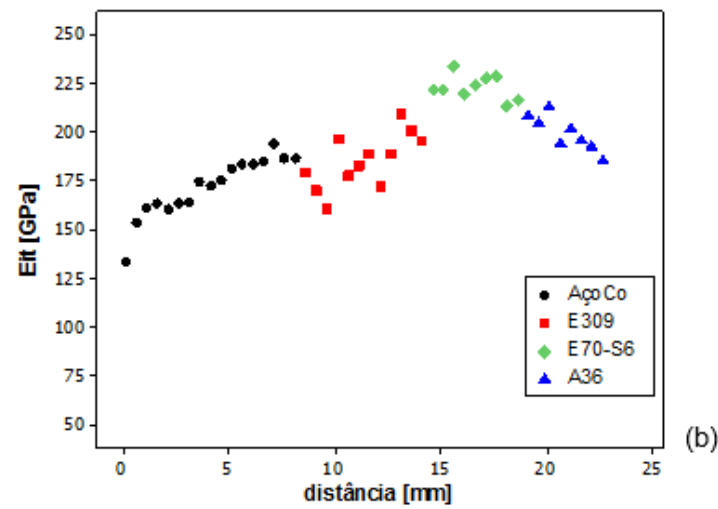
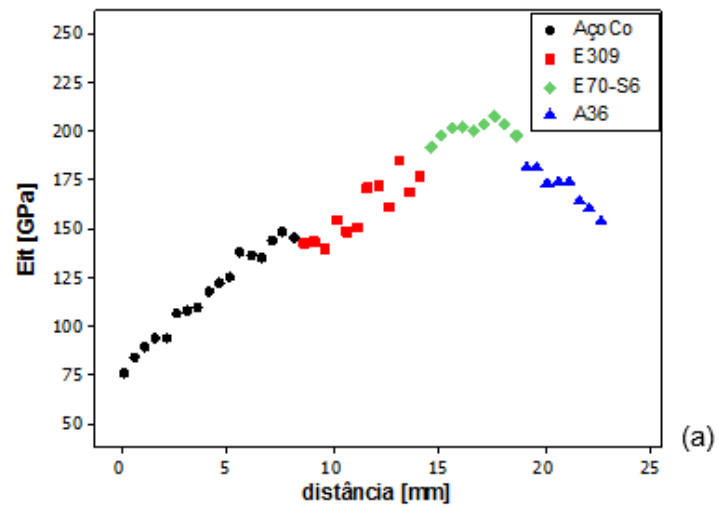
Fonte: Próprio autor.

Tabela 17 – Valores estatísticos dos módulos de indentação conjugado (Eit*) para as amostras S4, S5 e S6.

Material	Amostra	Média (GPa)	Desvio Padrão	Número de medidas
Aço Co	S4	127,61	39,50	57
	S5	139,60	33,45	54
	S6	75,38	46,30	51
E70-S6	S4	213,74	13,67	39
	S5	202,07	7,10	42
	S6	176,60	18,85	48
A36	S4	143,46	22,03	24
	S5	154,00	18,19	24
	S6	89,08	23,32	21

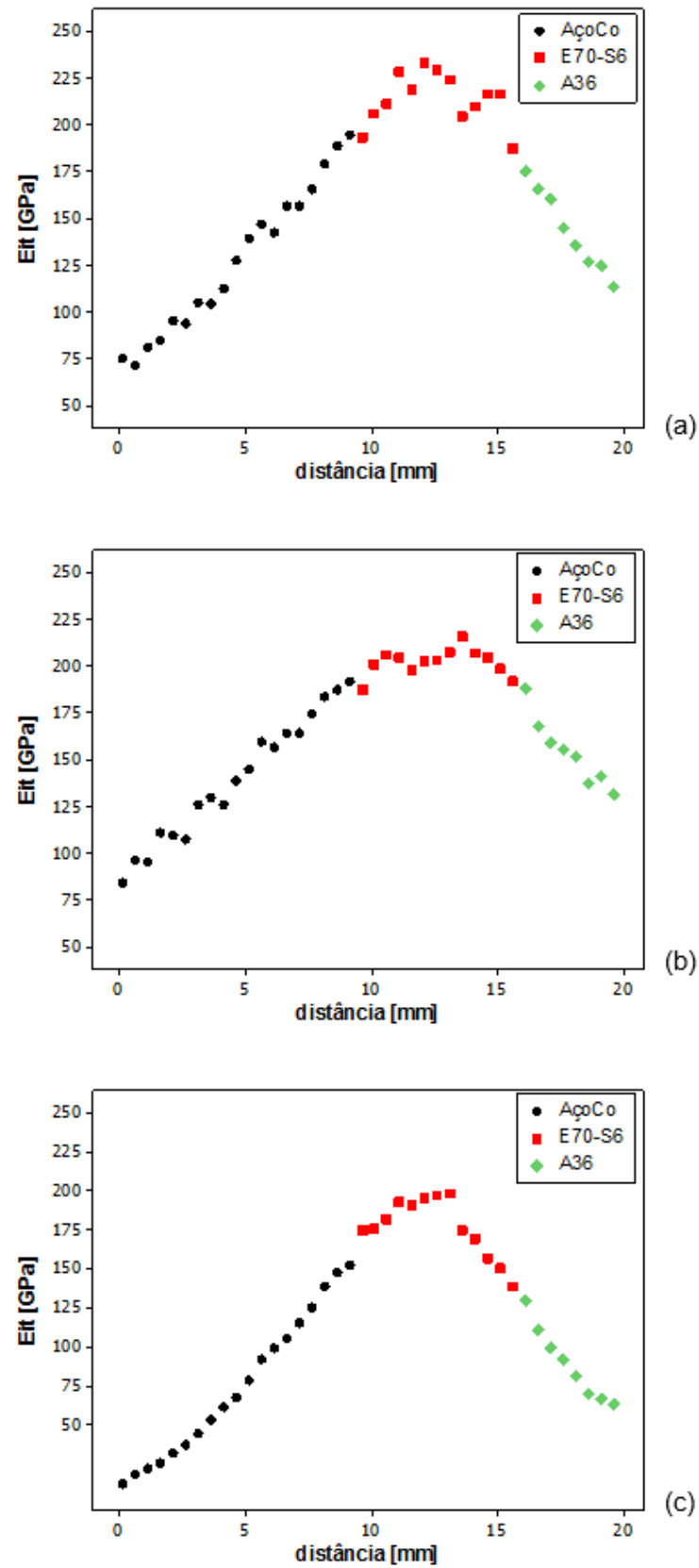
Fonte: Próprio autor.

Figura 27 – Perfil de E_{it}^* em relação às camadas de materiais depositados nas amostras S1 (a), S2 (b) e S3 (c).



Fonte: Próprio autor.

Figura 28 – Perfil de E_{it}^* em relação às camadas de materiais depositados nas amostras S4 (a), S5 (b) e S6 (c).



Fonte: Próprio autor.

Tabela 18 – Valores estatísticos da relação HV/ Eit* para as amostras S1, S2 e S3.

Material	Amostra	Média	Desvio Padrão	Número de medidas
Aço Co	S1	0,030	0,006	51
	S2	0,021	0,004	51
	S3	0,049	0,018	45
E309	S1	0,013	0,001	39
	S2	0,012	0,001	27
	S3	0,015	0,003	27
E70-S6	S1	0,011	0,001	24
	S2	0,010	0,001	33
	S3	0,011	0,001	30
A36	S1	0,011	0,001	24
	S2	0,010	0,001	27
	S3	0,011	0,001	36

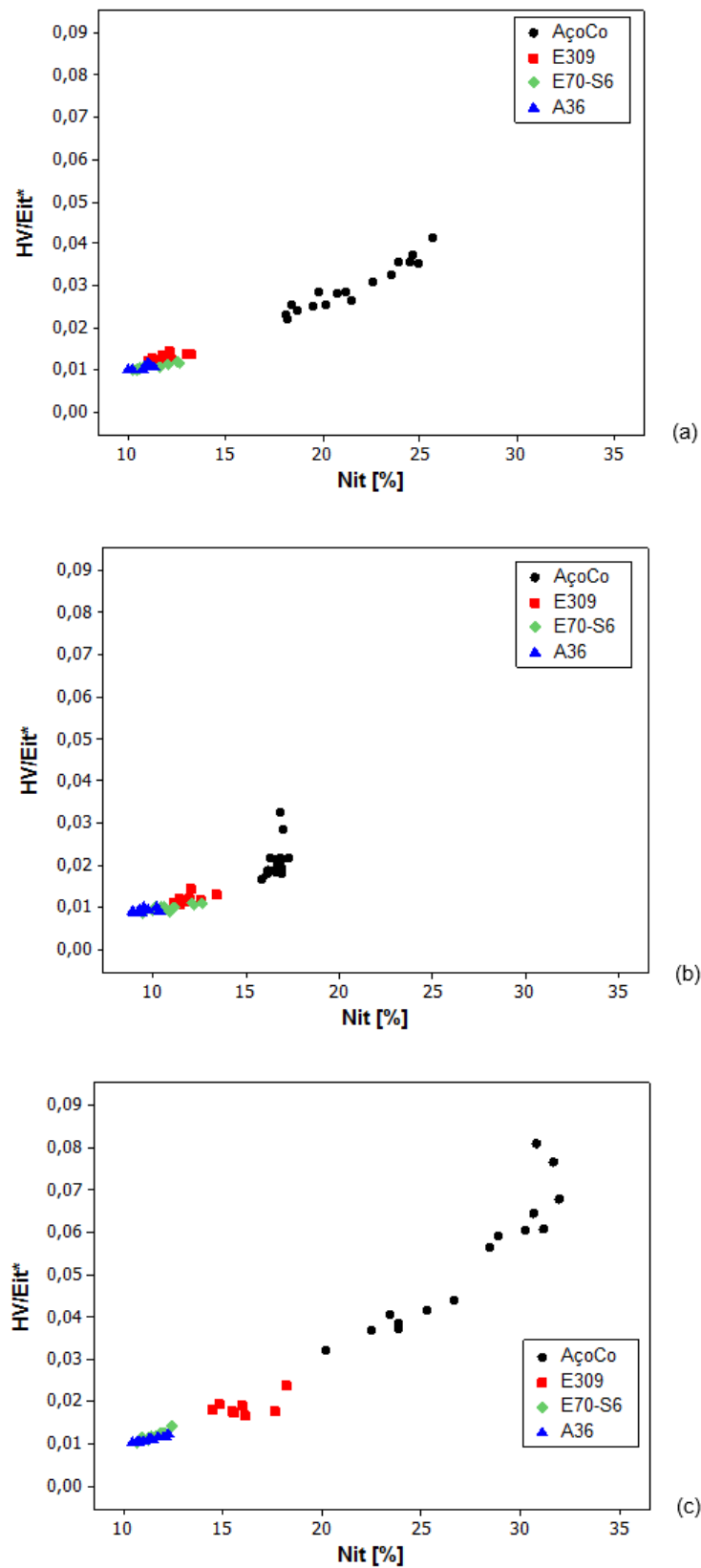
Fonte: Próprio autor.

Tabela 19 – Valores estatísticos da relação HV/ Eit* para as amostras S4, S5 e S6.

Material	Amostra	Média	Desvio Padrão	Número de medidas
Aço Co	S4	0,030	0,009	57
	S5	0,025	0,007	54
	S6	0,043	0,023	51
E70-S6	S4	0,011	0,001	39
	S5	0,009	0,001	42
	S6	0,012	0,002	48
A36	S4	0,013	0,002	24
	S5	0,012	0,001	24
	S6	0,022	0,003	21

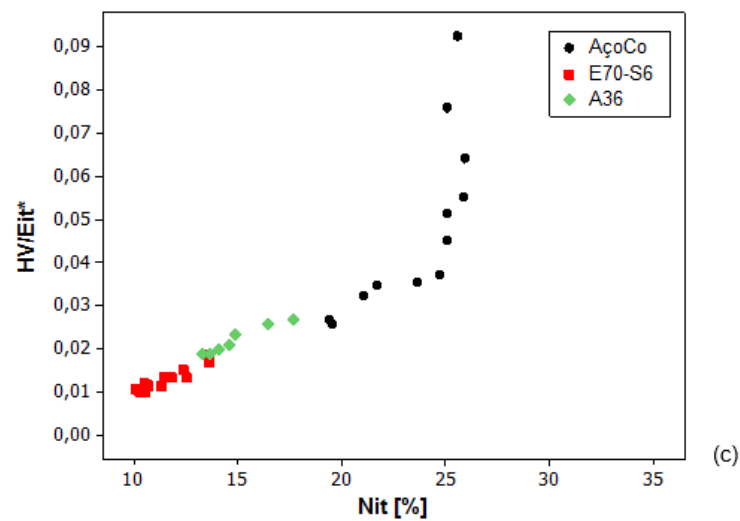
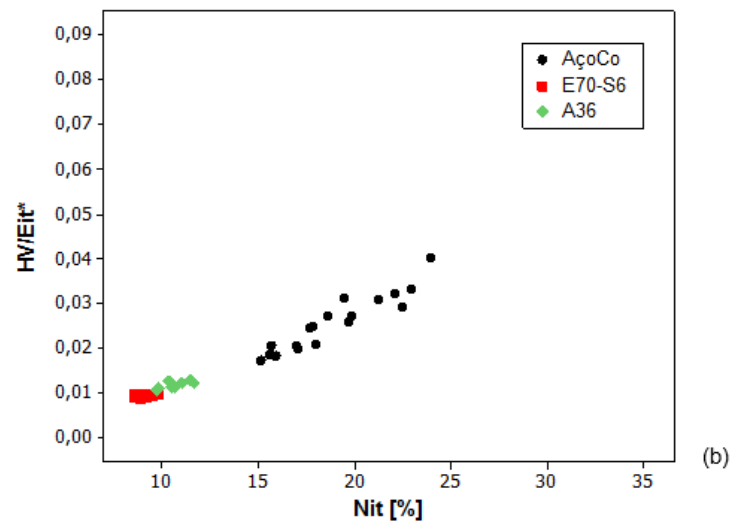
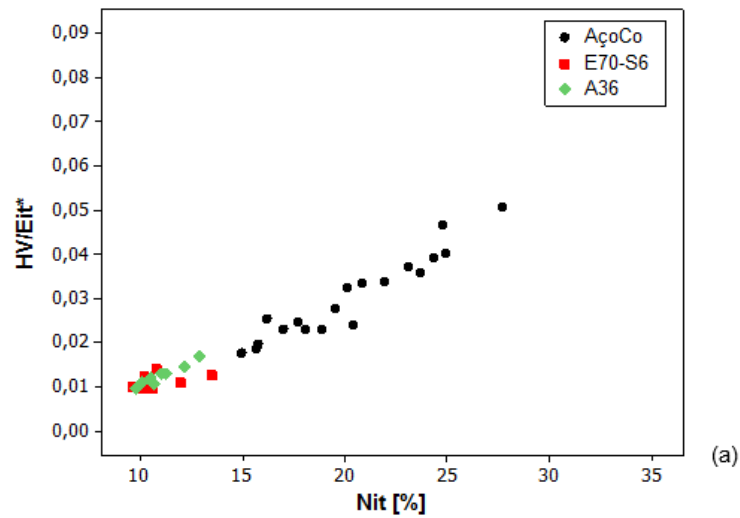
Fonte: Próprio autor.

Figura 29 - Perfil da relação (HV/E_{it}^*) por N_{it} em relação às camadas de materiais depositados nas amostras S1 (a), S2 (b) e S3 (c).



Fonte: Próprio autor.

Figura 30 - Perfil da relação (HV/E_{it}^*) por N_{it} em relação às camadas de materiais depositados nas amostras S4 (a), S5 (b) e S6 (c).



Fonte: Próprio autor.

Nas Figuras 29 e 30 podemos observar o comportamento dos materiais para essa relação de (HV/E_{it}^*) por N_{it} demonstrando que aço inoxidável com cobalto apresenta valores com diferenças estaticamente significantes para a outra camada de material em todas as amostras. Além disso, essa diferença de valores demonstra que a camada de amanteigamento nas amostras S1, S2 e S3, não desempenha a sua função de transição sendo possível constatar um intervalo na transição do revestimento com cobalto para o AWS E309-T1 comportamento similar ao demonstrado ao nas amostras S4, S5 e S6, que não possuem camada de amanteigamento.

Inclusive essas Figuras 29 e 30 sugerem, segundo Leyland e Matthews (2000), que o revestimento com cobalto apresenta uma melhor resistência ao desgaste devido ao fato de apresentar maiores valores de N_{it} e da relação de (HV/E_{it}^*) explicitando que esse material apresenta uma melhor resiliência em relação aos demais materiais ensaiados o que pode determinar uma melhor resistência a cavitação.

4.5 DIFRAÇÃO DE RAIO – X

O ensaio de difração de raio – X possibilitou a identificação das fases de microestruturas presentes nas camadas dos diferentes materiais de todas as amostras. Os gráficos dos resultados obtidos estão ilustrados nas Figuras 31 e 32.

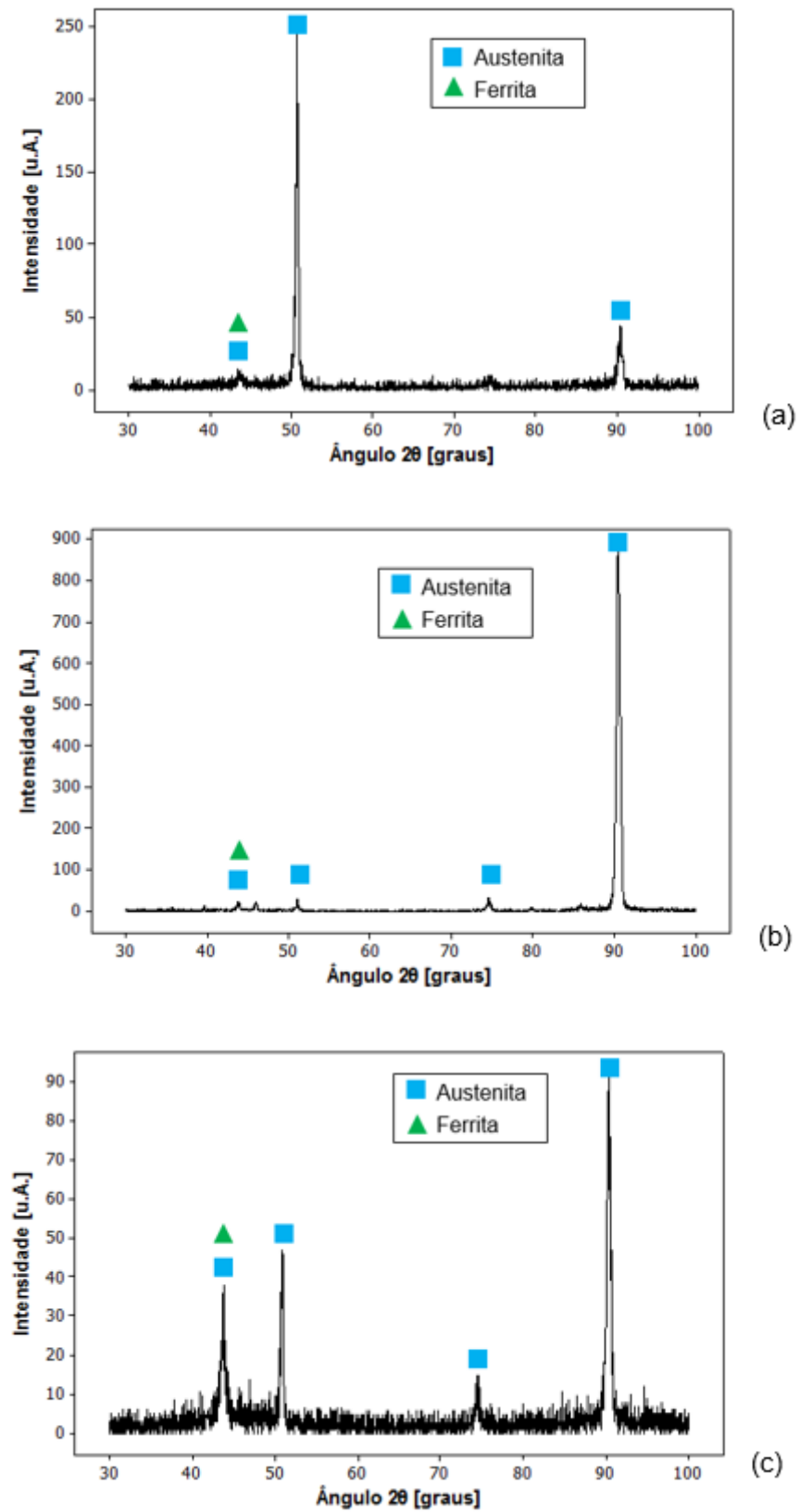
A Figura 31 e 32 explicita os espectros obtidos das camadas depositadas de revestimento com cobalto de todas as amostras constatando que possuem uma estrutura cristalina austenítica cúbica de face centrada (CFC) além da presença de ferrita, estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC). Resultado corroborado com os relatos nas literaturas em que ligas metálicas semelhantes são utilizadas com o mesmo propósito (XIAOJUN, 2003). Cada amostra evidencia diferentes orientações cristalográficas preferenciais introduzidas pela solidificação do metal de solda. Essas ligas metálicas que evidenciam estrutura CFC apresentam falhas de empilhamento este defeito cristalino que influencia nos mecanismos de deslizamento de discordâncias. Em materiais que possuem menor energia de falha de empilhamento é mais fácil ocorrer à movimentação das discordâncias por meio de deslizamento

cruzado (*cross slip*) e a transformação de fase induzida pelas deformações no material (KWOK; MAN; CHENG, 2016, TAO et al., 2003). A presença de ferrita é considerada indesejável em aços inoxidáveis austeníticos porque frequentemente estão relacionadas com a perda de resistência a corrosão e redução na ductilidade (RODRIGUES 2003).

Também foram realizadas análises de difração nas outras camadas de materiais das amostras S2 e S5 por serem as amostras que a camada de aço com cobalto foi soldada com energia de soldagem considerada ideal e para representarem as microestruturas das demais amostras. A Figura 33 ilustra o resultado obtido da análise da camada de aço AWS E309-T1, da amostra S2. E as Figuras 34 e 35 demonstram os resultados do aço AWS E70-S6 e do aço A36, respectivamente, análises obtidas da amostra S5.

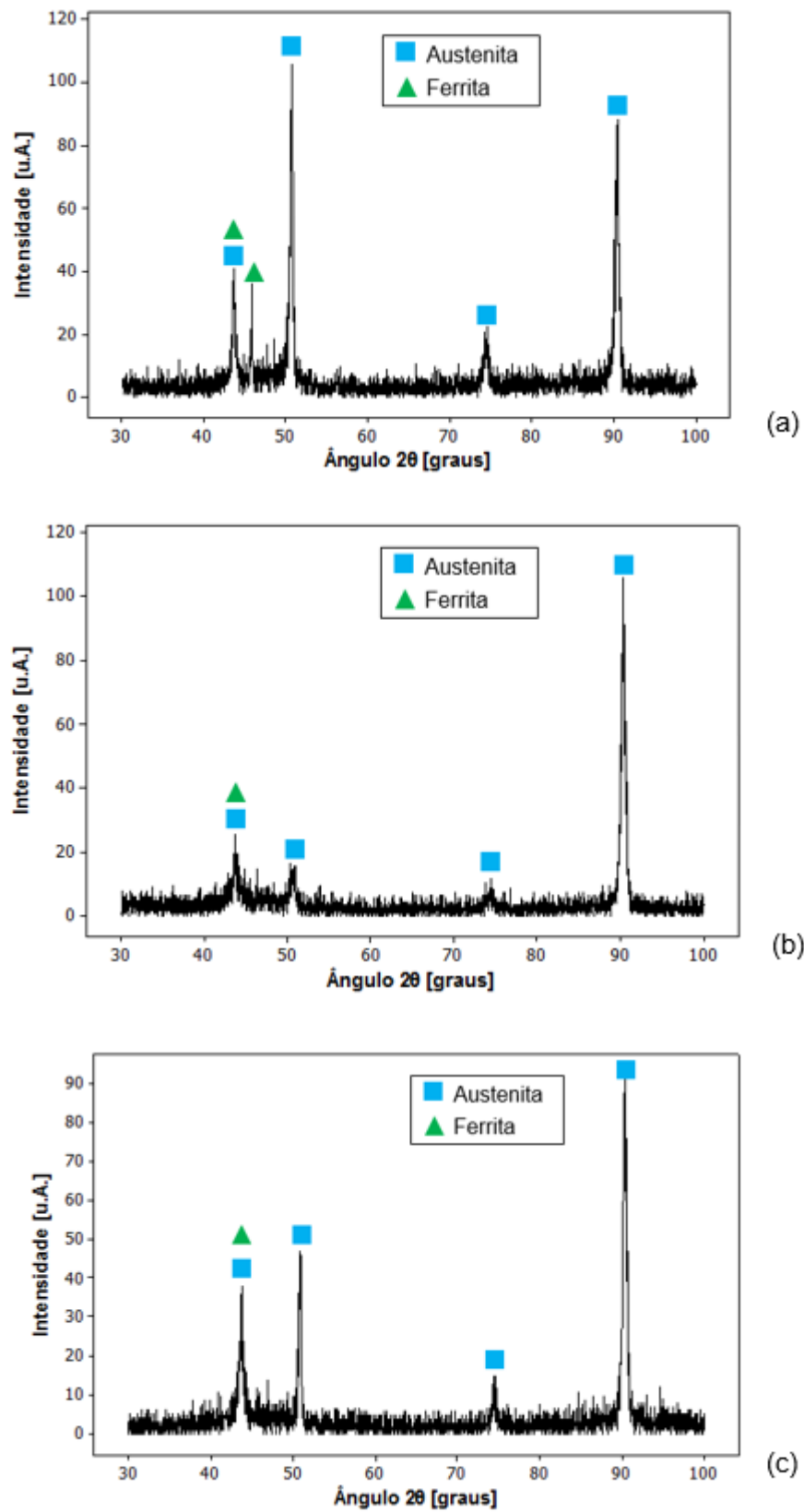
Nas Figuras 33 a 35 podemos observar as microestruturas presentes nessas outras camadas de materiais. A microestrutura da camada de AWS E309-T1 presente nas amostras S1, S2 e S3, na região analisada é austenítica com a presença de ferrita, originada pela soldagem. Na camada de AWS E70-S6 da região analisada a microestrutura encontrada é ferrítica e no metal base obteve-se a microestrutura ferrita e cementita, essas duas camadas estão presentes em todas as amostras apresentando essas microestruturas descritas (MUSARDO, 2006).

Figura 31 – Difração de raios – X na camada de aço inoxidável com cobalto das amostras S1 (a), S2 (b) e S3 (c).



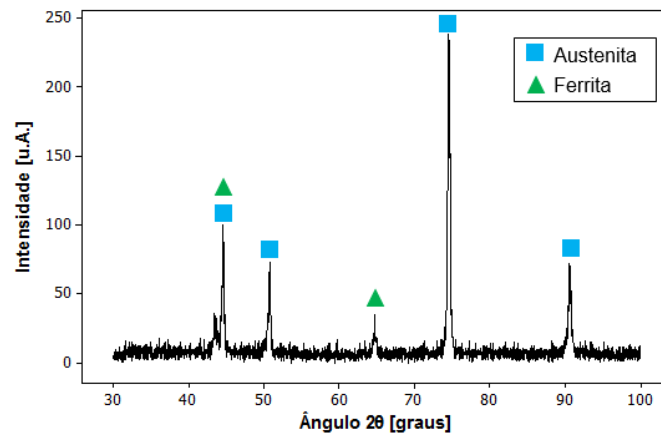
Fonte: Próprio autor.

Figura 32 – Difração de raios – X na camada de aço inoxidável com cobalto das amostras S4 (a), S5 (b) e S6 (c).



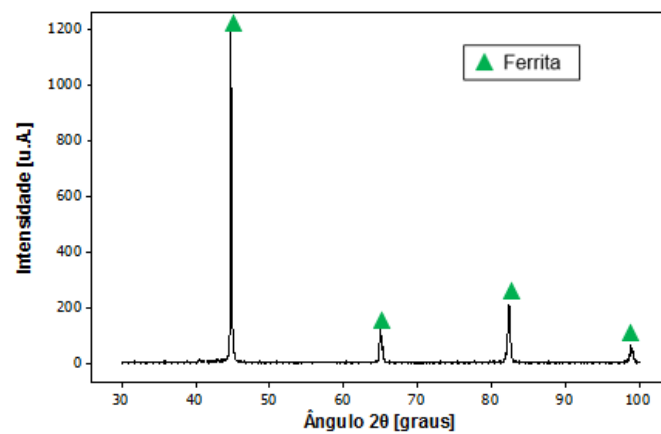
Fonte: Próprio autor.

Figura 33 – Difração de raios – X na camada de aço AWS E309-T1 da amostra S2.



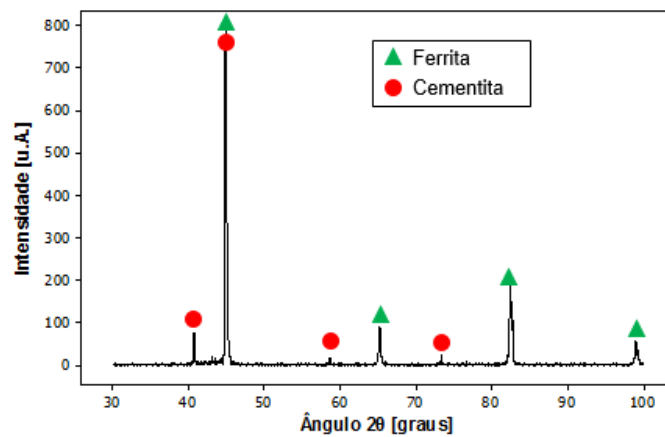
Fonte: Próprio autor.

Figura 34 – Difração de raios – X na camada de aço AWS E70-S6 da amostra S5.



Fonte: Próprio autor.

Figura 35 – Difração de raios – X na camada de metal base A36 da amostra S5.



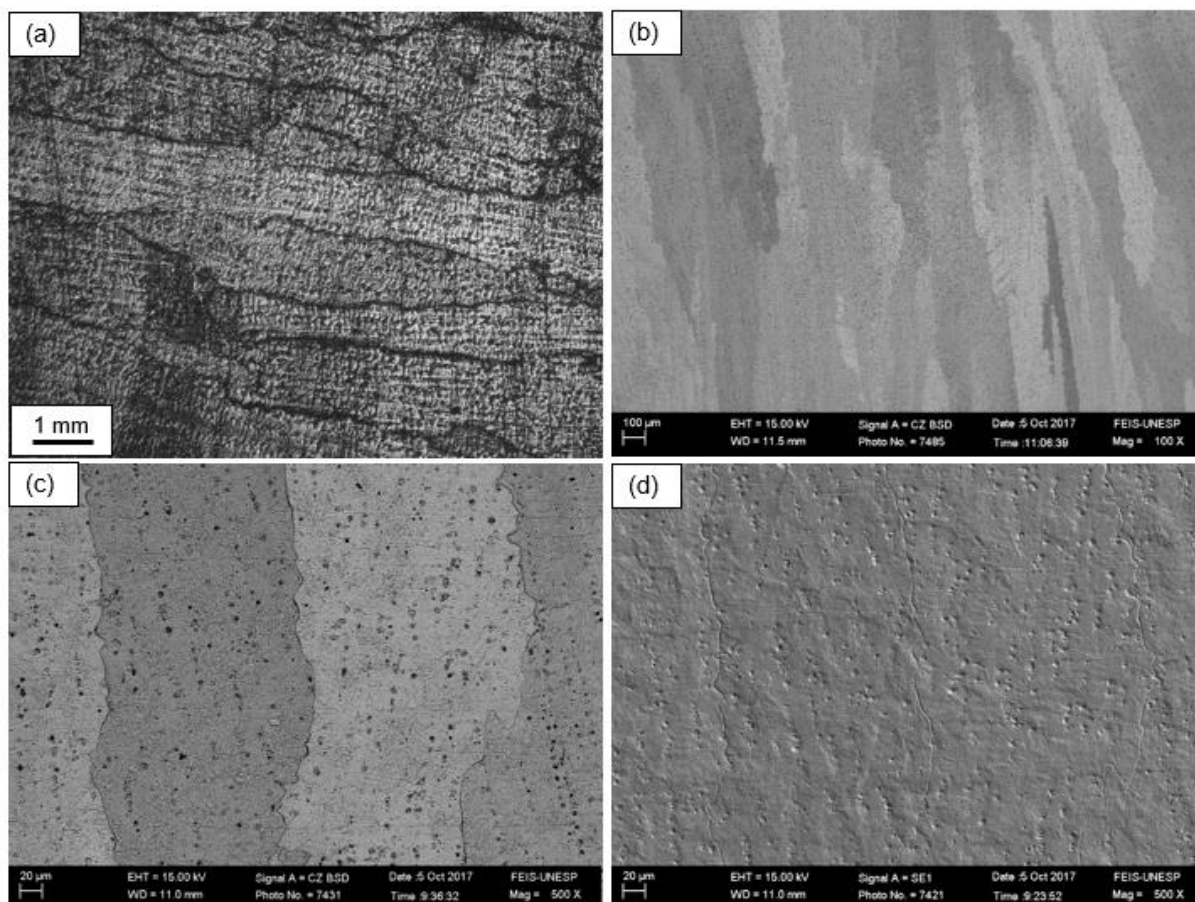
Fonte: Próprio autor.

4.6 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

Nessa etapa de análise foram utilizadas conjunto de imagens das camadas de todos os materiais e de todas amostras sendo apenas as imagens das amostras S2 e S5 por decorrem da soldagem na condição de energia de soldagem ideal exibidas nesta seção. No Anexo A estão expostas as imagens das demais amostras para que possam ser visualizadas as microestruturas descritas na posterior análise microestrutural dos materiais.

Nas análises realizadas no microscópio óptico e no MEV das camadas de aço inoxidável austenítico com cobalto em todas as amostras ficou explícito o crescimento epitaxial das dendritas que podem ser observadas na Figura 36 (a) da amostra 5. Verifica-se o ajuste de orientação das dendritas primárias que se reúnem em feixes paralelos para constituírem grãos colunares estruturas de solidificação orientadas pelo sentido de extração de calor morfologia também encontrada por Xu et al., 2006.

Figura 36 - Morfologia da camada de aço inoxidável com cobalto da amostra S5.



Fonte: Próprio autor.

Nas Figuras 36 (c) e (d) podemos observar a formação de inclusões e fases intermetálicas com morfologia poligonal formadas durante a solidificação da poça de fusão. Com o auxílio do detector BSD, de elétrons retro-espalhados, Figura 36 (c), verificamos a diferença de composição de entre os grãos colunares resultantes da solidificação e diferença da distribuição segregação de soluto ao longo da interface sólido-líquido (MODENESI, 2004).

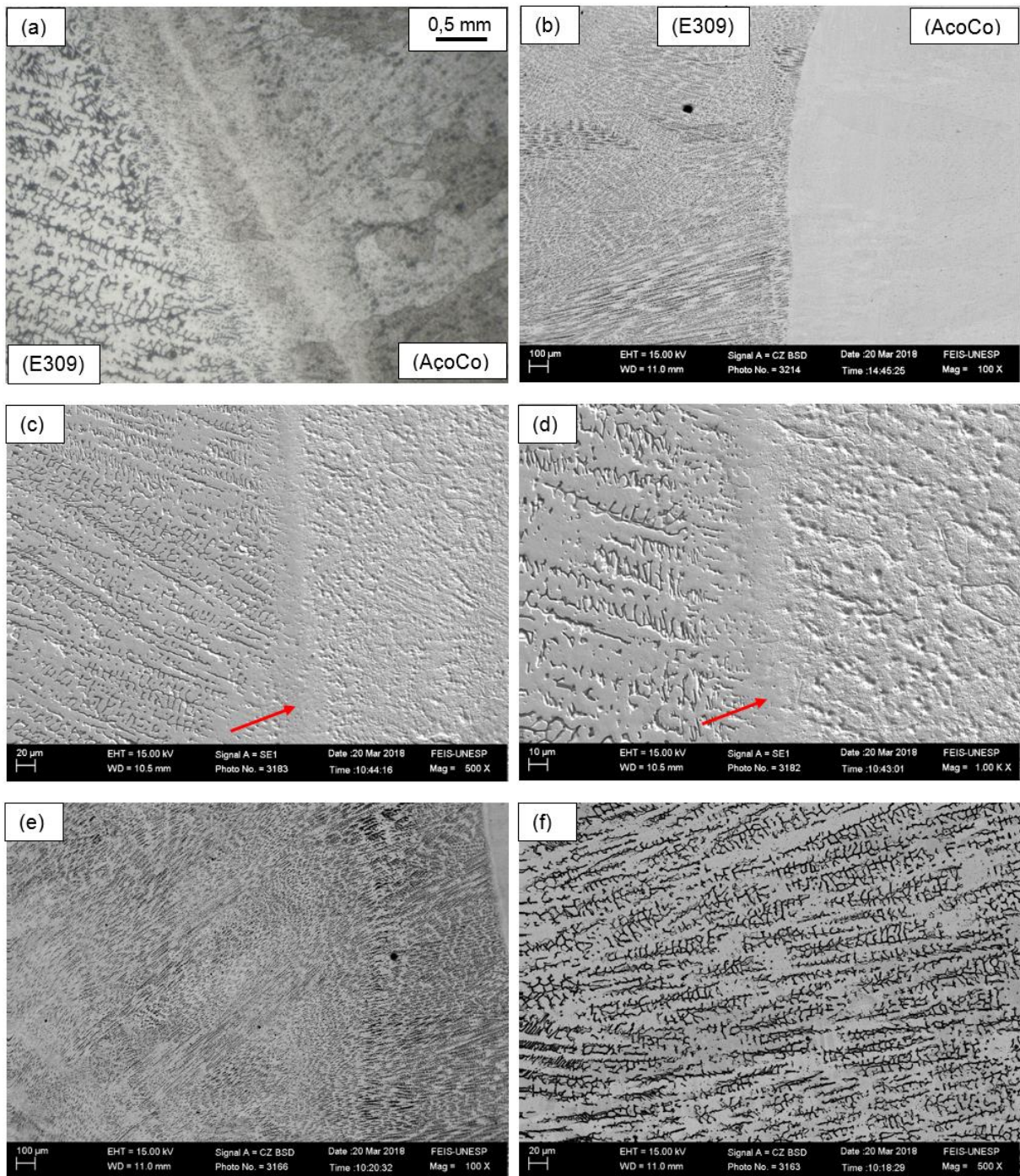
Na série de amostras S1, S2 e S3 ocorre a transição do revestimento com cobalto para a camada de material AWS E309-T1, camada de amanteigamento, essa região de transição está demonstrada na Figura 37.

Nas Figuras 37 (a) e (b) podemos observar claramente a região de transição entre aço inoxidável AWS E309-T1 do lado esquerdo das imagens para o revestimento com cobalto, lado direito das imagens, sem a presença de porosidades ou trincas com poucas descontinuidades entre as camadas conforme demonstrado na análise macrográfica. As Figuras 37 (c) e (d) fica evidente a região de fusão entre os materiais que estão sendo apontadas pelas setas em vermelho. Nas Figuras 37 (e) e (f) é possível identificar a microestrutura do aço inoxidável austenítico AWS E309-T1, a região escura é uma estrutura ferrítica em meio a matriz austenítica, região clara, mesmos microconstituintes encontrados por Modenesi (2004) e Kou (2002).

Na série de amostras S4, S5 e S6, que foram produzidas sem a camada de amanteigamento, de aço inoxidável AWS E309-T1, a região de transição do aço inoxidável com cobalto ocorre diretamente para o aço carbono AWS E70-S6. Não revelam microporosidades ou trincas, no entanto, é possível identificar as descontinuidades apresentadas na análise macrográfica, que são notados na Figura 38.

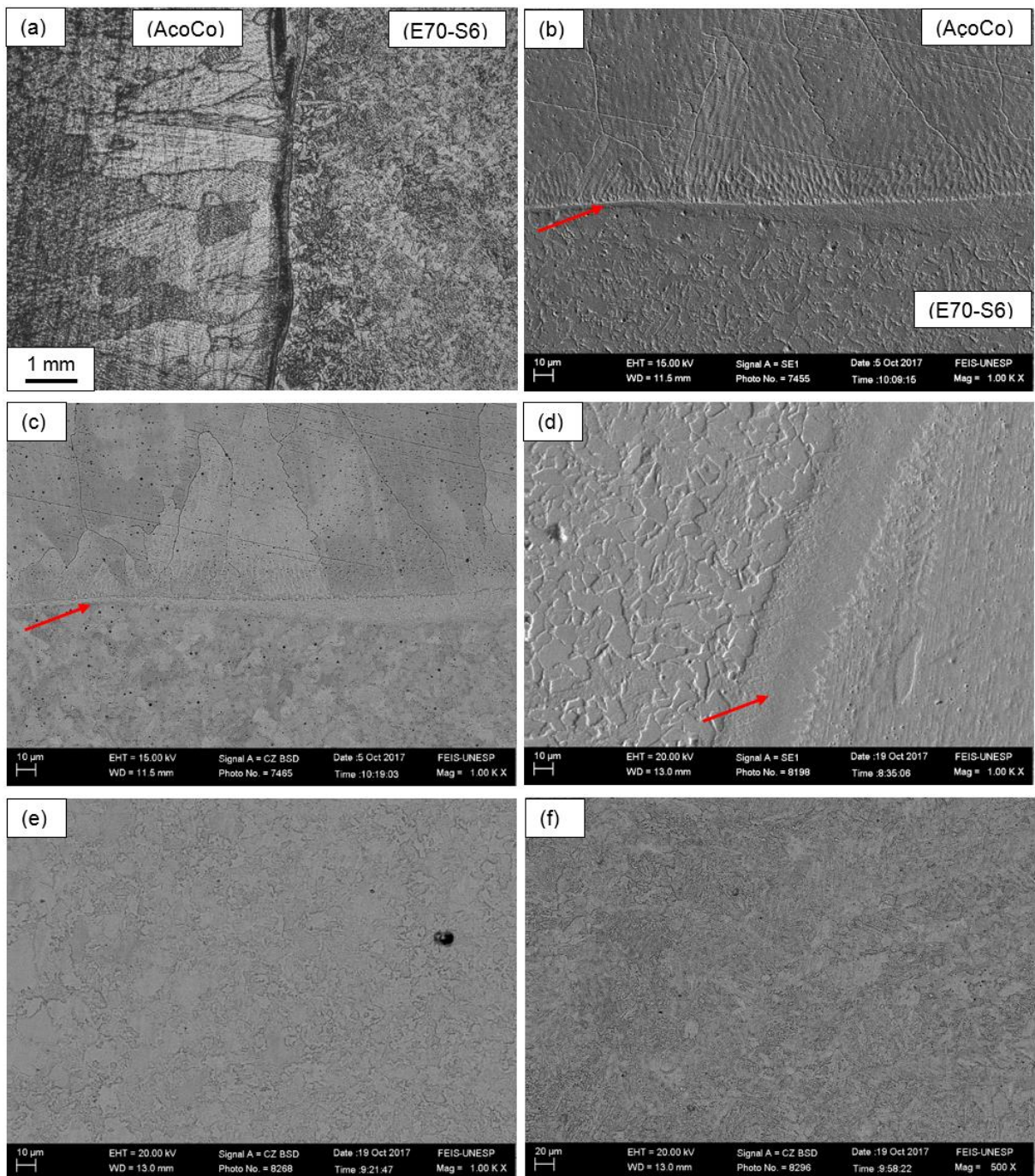
Inclusive na Figura 38 (c) e (d), podemos visualizar a zona fundida e a zona termicamente afetada indicadas pelas setas em vermelho evidenciados pela a diferença dos tamanhos de grãos formados pela diferença de aporte térmico recebido e resfriamento das regiões (MARQUES, 2003). A camada de arame AWS 70-S6, Figura 38 (e) e (f) apresenta microestrutura ferrítica com a formação de inclusões principalmente de silício e manganês, com o oxigênio em solução originando óxidos (QUINTANA, 2001).

Figura 37 – Morfologia da região de transição entre as camadas de revestimento com cobalto e aço inoxidável AWS E309-T1, na amostra S2.



Fonte: Próprio autor.

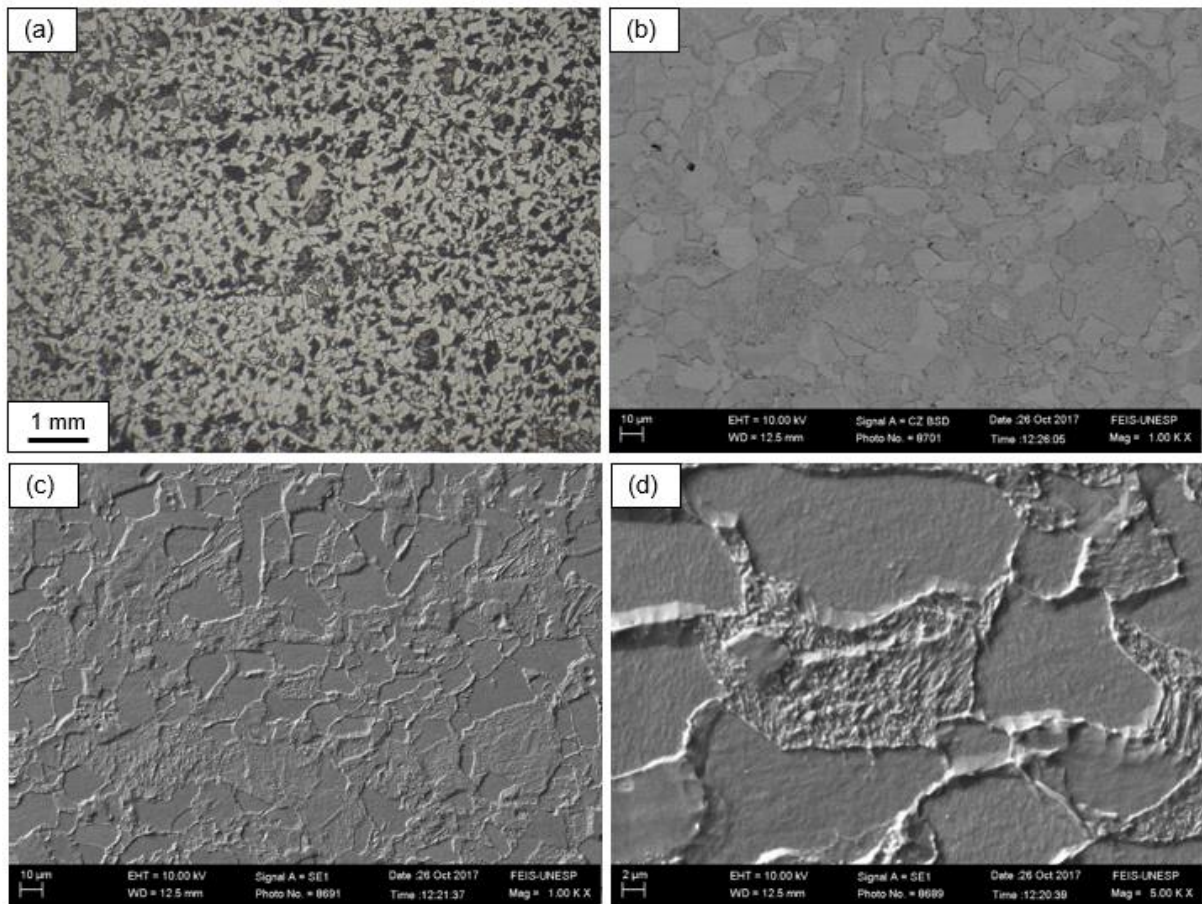
Figura 38 - Morfologia da região de transição entre as camadas de revestimento e AWS70-S6, na amostra S5.



Fonte: Próprio autor.

Na Figura 39 podemos constatar a microestrutura do metal base A36 da amostra 5 com grãos de ferrita, região clara e perlita, região escura. E na Figura 39 (c) e (d) é exibida região com perlita degradada onde a estrutura lamelar não é regular visualizadas principalmente nas amostras em que as energias de soldagem são altas (amostras S1 e S4) e ideais (amostras S2 e S5).

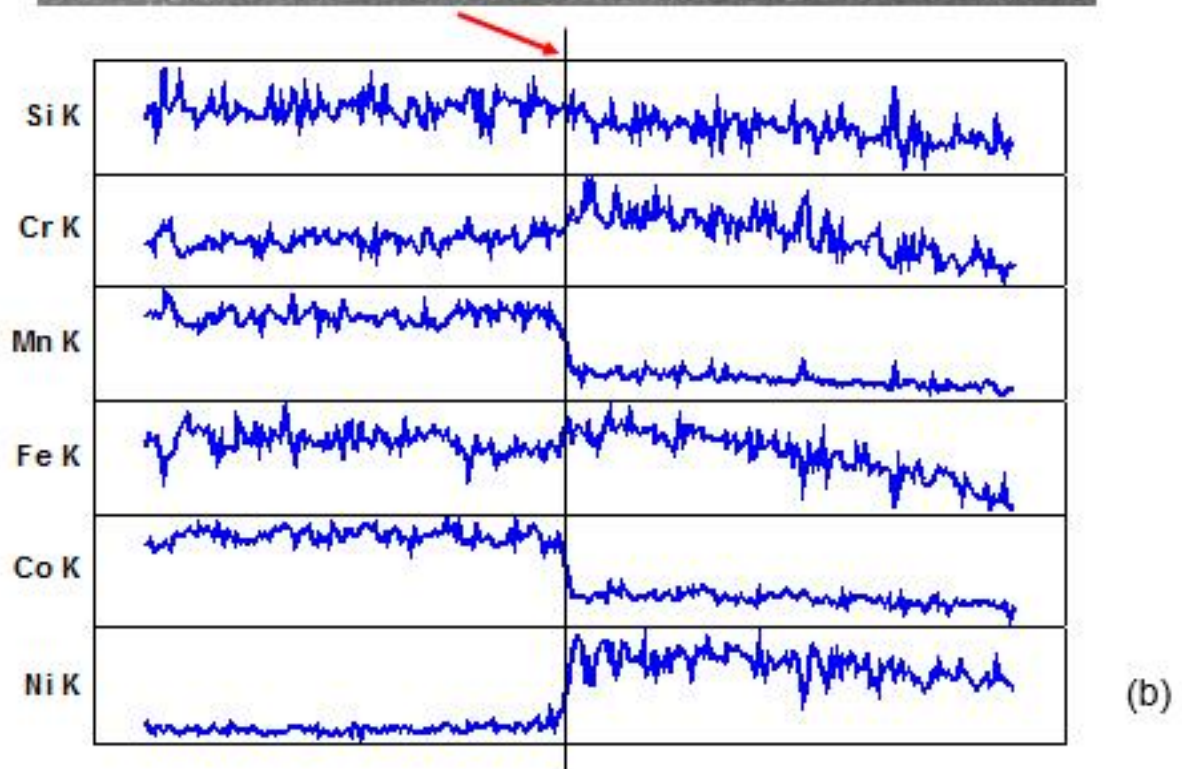
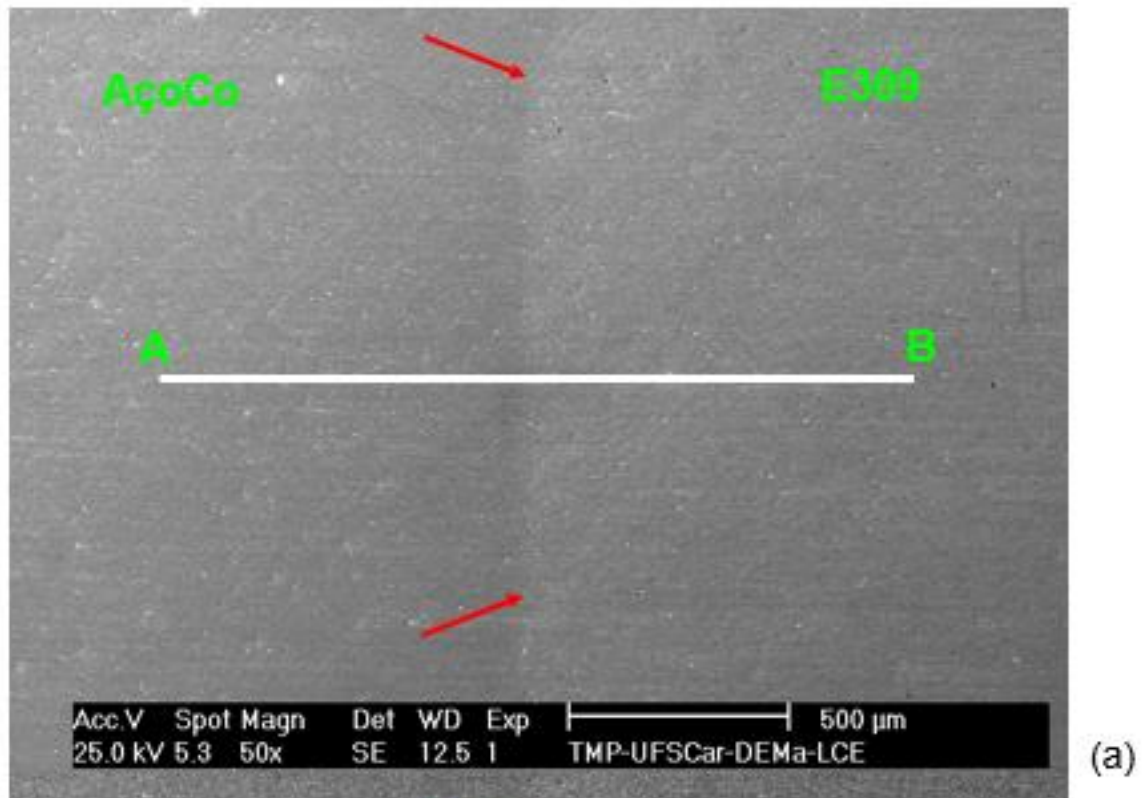
Figura 39 - Morfologia da camada de metal base A36, da amostra S5.



Fonte: Próprio autor.

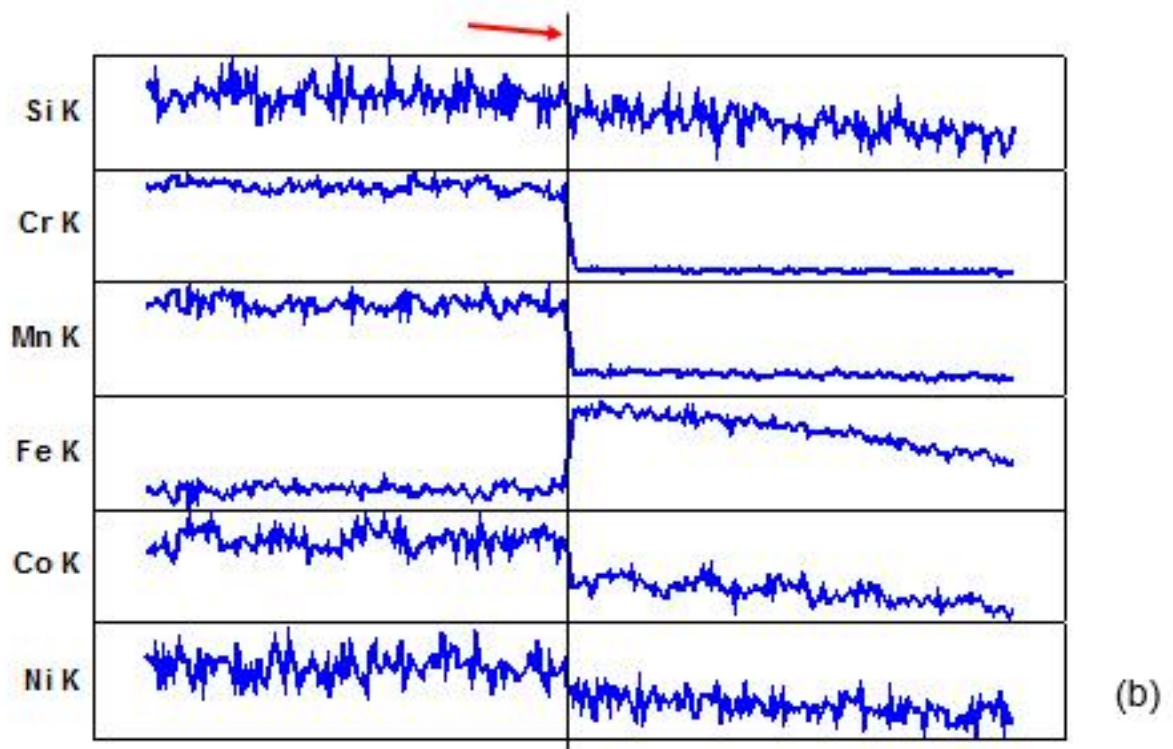
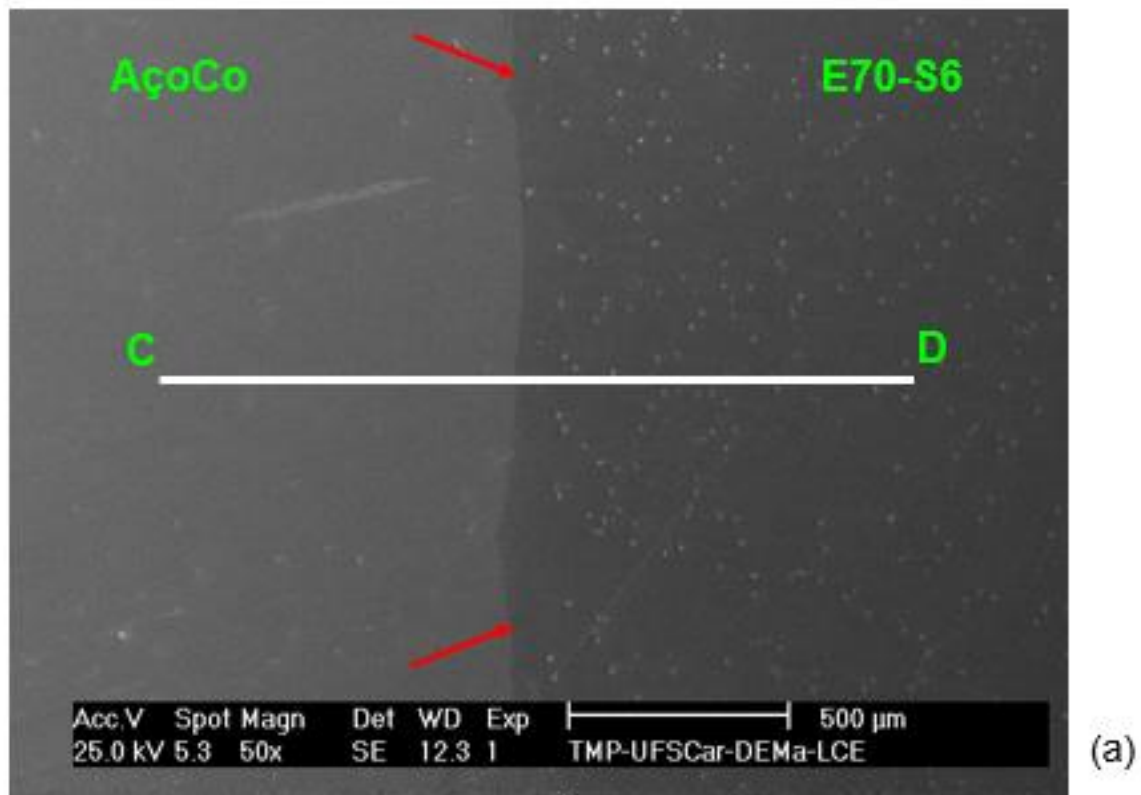
Como intuito de auxiliar as análises na região de transição da camada do revestimento com cobalto para o metal AWS E309-T1 e AWS E70-S6, foi realizado nas amostras S2 e S5 mapeamentos por microanálises de composição química por EDS. Sendo efetuadas duas microanálises por amostra uma microanálise qualitativa, realizada por linha e outra microanálise quantitativa efetuada por pontos. As Figuras 40 e 41 e as Tabelas 20 e 21 demonstram as regiões analisadas e os resultados obtidos em cada amostra.

Figura 40 - Mapeamento de análise EDS da amostra S2, região de transição do revestimento com cobalto para o aço inoxidável AWS E309 T1, (a) regiões de análise por linha e por ponto, (b) resultado do mapeamento por linha.



Fonte: Próprio autor.

Figura 41 – Mapeamento de análise EDS da amostra S5, região de transição do revestimento com cobalto para o aço carbono AWS E70-S6, (a) regiões de análise por linha e por ponto, (b) resultado do mapeamento por linha.



Fonte: Próprio autor.

Tabela 20 – Composição química das camadas dos materiais da amostra S2, ponto A camada de revestimento com cobalto e ponto B camada de AWS E309-T1, porcentagem em peso.

Ponto	Elemento de Liga (%p)						
	Material	Si K	Mn L	Cr K	Fe K	Co K	Ni K
A	Aço Co	1,52	10,76	21,34	55,29	10,18	0,90
B	E309	1,07	1,91	22,72	60,89	0,08	13,32

Fonte: Próprio autor.

Tabela 21 – Composição química das camadas dos materiais da amostra S5, ponto C camada de revestimento com cobalto e ponto D camada de AWS E70-S6, porcentagem em peso.

Ponto	Elemento de Liga (%p)						
	Material	Si K	Mn L	Cr K	Fe K	Co K	Ni K
C	Aço Co	1,09	8,58	17,83	62,34	9,89	0,27
D	E70-S6	0,85	1,40	0,05	97,50	0,13	0,08

Fonte: Próprio autor.

A Figura 40 (a) demonstra a região mapeada da amostra S2 na transição do aço inoxidável com cobalto para o aço inoxidável AWS E309-T1 as setas em vermelho indicam a linha de fusão entre os materiais. Na Figura 40 (b) temos o resultado desse mapeamento por linha e podemos certificar qualitativamente a distribuição dos elementos de liga nesses dois materiais. O que confirma a presença de Co somente no revestimento de aço inoxidável com cobalto na região de transição dos materiais ocorre um decaimento brusco da quantidade de Co e também do elemento Mn que tem em baixa quantidade no aço AWS E309-T1. Podemos observar o aumento brusco na quantidade de Ni que apresenta quantidade quase nula no revestimento com cobalto. Essas transições bruscas de elementos de um material para outro ocorrem por causa das baixas energia e diluição do processo de soldagem.

Os resultados do mapeamento químico por ponto demonstrados na Tabela 20, corroboram a análise por linha na qual a diluição e energia aplicados na soldagem não influenciam a mudança de composição química de cada material sendo insuficientes para causar uma mudança na morfologia microestrutural de cada camada.

Na Figura 41 (a) temos ilustrada a região mapeada da amostra S5 na transição do aço inoxidável com cobalto para o aço carbono AWS E70-S6, as setas em vermelho indicam a linha de fusão entre os materiais. O resultado da análise por linha é demonstrado na Figura 41 (b), demonstrando o mesmo comportamento na quantidade do elemento Co, Mn e Cr na transição ocorre um decaimento brusco de suas quantidades como explicado anteriormente por causa da baixa diluição do processo de soldagem. O resultado do mapeamento por ponto apresentado na Tabela 21, respaldam essas análises.

A presença de cobalto na composição química do revestimento é fundamental para sua resistência a cavitação, porque reduz a energia de falha de empilhamento possibilitando que grande parte da energia do fenômeno de cavitação seja absorvida para que ocorra a transformação martensítica. Isso ocorre na fase inicial da cavitação denominada de período de incubação prolongando este período e reduzindo a perda de massa da superfície (PARK et al., 2011).

5 CONCLUSÕES

As principais conclusões obtidas deste trabalho são:

- O processo de soldagem aplicado resultou em boa integridade metalúrgica e acabamento superficial das amostras produzidas, exceto nas camadas de revestimento com cobalto depositadas com alta energia de soldagem (amostras S1 e S4), que apresentaram maior quantidade de descontinuidades.
- No ensaio de dureza Vickers foi não observado, nas amostras que possuem a camada de amanteigamento (amostras S1, S2 e S3), um decaimento gradual de dureza entre as camadas. Este comportamento não é diferente das amostras sem amanteigamento (S4, S5 e S6), nas quais o revestimento foi aplicado diretamente sobre o aço carbono AWS E70-S6, que apresentaram uma súbita e significativa variação de dureza.
- Os ensaios de microdureza Vickers confirmaram que não houve uma transição gradual de dureza entre o revestimento com cobalto e as demais camadas de material depositadas, sugerindo que a aplicação de uma camada de amanteigamento seja dispensável.
- Os valores de N_{it} e da relação $(HV; E_{it}^*)$, corroboram os resultados de microdureza Vickers de que seja dispensável a aplicação de uma camada de amanteigamento. Assim como, que explicita que o revestimento com cobalto apresenta uma maior resiliência, sugerindo uma melhor resistência a cavitação.
- Nas camadas de revestimento com cobalto foi possível identificar a presença de duas fases, austenita e ferrita.
- A microestrutura das camadas depositadas variou conforme o tipo de revestimento usado. O aço austenítico com cobalto revelou a presença de grãos colunares compostos por dendritas, tendo ferrita e outras fases nos bolsões interdendríticos. Os parâmetros de soldagem aplicados durante este trabalho resultaram em baixa diluição dos revestimentos, corroborados por microanálise EDS.

5.1 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Para um melhor entendimento sobre o tema deste trabalho, são sugestões para trabalhos futuros:

- Realização de ensaio de cavitação acelerada nas amostras, afim de obter dados sobre desempenho do revestimento com cobalto, como a taxa de erosão;
- Após os ensaios de cavitação acelerada realizar ensaios de difração de raio – X, de microdureza e microscopia eletrônica de varredura, para verificar os microconstituintes após a cavitação e se ocorreu alguma transformação de fase;
- Procurar entender melhor o significado físico que a relação (HV/E_{it}^*) por N_{it} , pode demonstrar em correlação com a resistência a cavitação.

REFERÊNCIAS

- AHMED R.; VILLIERS H.L.L.; FAISAL N.H.; DAVIES S. Structure-property relationships in a CoCrMo alloy at micro and nano-scales. **Tribology International**, Edinburgh, v.80, p.98-114, 2014.
- BELGO BEKAERT. **Belgo Bekaert arames**. [S.l.: s.n.]. Disponível em: <<http://www.belgobekaert.com.br/SitePages/Inicio.aspx>>. Acesso em: 12 fev 2017.
- CARLTON J.S. Cavitation. **Marine Propellers and Propulsion**, ed.3. New York: Elsevier, 2012. p.209-250.
- CAVITAÇÃO. [S.l.: s.n.]. Disponível em: < <http://www.mmtec.com.br/cavitacao/> > Acesso em: 7 de jan 2017.
- CHEN J.H; HUA P.H.; CHEN P.N.; CHANG C.M.; CHEN M.C.; WU W. Characteristcs multi-element alloy cladding produced by TIG process. **Materials Letters**, Taichung v.62, n.16 p.2490-2492, 2008.
- ENERGIA RENOVÁVEL. **Energia renovável online 16 maio 2016**. [S.l.: s.n.]. Disponível em: < <http://www.epe.gov.br/Documents/Energia%20Renov%C3%A1vel%20-%20Online%2016maio2016.pdf> > Acesso em: 7 de jan 2017.
- FATHOLOLUMI S.; HASSANABAD G.M. A new perspective on structural, maerials and simulation of flow and cavitation around the propeller whit energy saving system. **Journal of Crystal Growth**, Tehran v.455, p.117-121, 2016.
- FINDIK F. Latest progress on tribological properties of industrial materials. **Materials and Design**, Sakarya, v. 57, p.218-244, 2014.
- GERAÇÃO. [S.l.: s.n.]. Disponível em: < <http://ri.light.com.br/ptb/geracao> > Acesso em: 7 de jan 2017.
- GONÇALVES, T.; SOUZA, O. A. B.; MUSARDO, G. B.; GALLEG0, J. Aplicação de reagentes químicos no estudo metalográfico dos materiais usados nos reparos das turbinas da usina hidrelétrica de ilha solteira. In: CONGRESSO NACIONAL DOS ESTUDANTES DE ENGENHARIA MECÂNICA – CREEM, 12, 2005, Ilha Solteira. **Anais do XII Congresso Nacional dos Estudantes de Engenharia Mecânica**, Ilha Solteira, 2005, p.1-2.
- GUBICZA, J.; JUHÁSZ, A.; TASNÁDI, P.; ARATÓ, P.; VOROS, G. Determination of the hardness and elastic modulus from continuous Vickers indentation testing. **Journal of Materials Science**, Budapest, v. 31, n.12 p. 3109-3114, 1996.
- HATTORI, S.; MIKAMI, N. Cavitation erosion resistance of stellite alloy weld overlays. **Wear**, Fukui, v. 267, n. 11, p.1954-1960, 2009.

HYDROPOWER. [S.l.: s.n.]. Disponível em: < <http://www.thehea.org/basic-principle/> > Acesso em: 7 de jan 2017.

INORGANIC CRYSTAL STRUCTURE DATABASE - ICSD. **Arquivos cristalográficos no formato CIF (Crystallographic Information Framework)**. [S.l.: s.n.]. Disponíveis em: < <http://www.fiz-karlsruhe.de/icsd.html> > Acesso em: 2 dez 2017.

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION – ISSO. **ISO 14577-1: metallic materials - instrumented indentation test for hardness and materials parameters - part 1: test method**. Geneva, 2002. 25p.

KIM, K.H.; CHAHINE, G.; FRANC, J.P.; KARIMI, A. **Advanced experimental and numerical techniques for cavitation erosion prediction**. Berlin: Springer, 2014.

KWOK, C.T.; MAN, H.C.; CHENG, F.T. Cavitation erosion - corrosion behaviour of laser surface alloyed AISI 1050 mild steel using NiCrSiB. **Materials Science and Engineering: A**, Hong Kong, v. 303, n. 1, p. 250-261, 2000.

KWOK, C. T.; MAN, H. C.; CHENG, F. T.; LO, K. H. Developments in laser-based surface engineering processes: with particular reference to protection against cavitation erosion. **Surface & coatings technology**, Macau, v. 291, p.189-204, 2016.

LEYLAND, A.; MATTHEWS, A. On the significance of the H/E ratio in wear control: a nanocomposite coating approach to optimised tribological behaviour. **Wear**, Hull, v. 246, n. 1, p. 1–11, 2000.

LUTTEROTTI, L.; MATTHIES, S.; WENK, H. R. Maud (Material Analysis Using Diffraction): a user friendly Java program for rietveld texture analysis and more. INTERNATIONAL CONFERENCE ON TEXTURES OF MATERIALS (ICOTOM, 12), Montreal: McGill, 1999, v. 1, p. 1599.

MACEDO, R. V. **Recuperação de turbinas hidráulicas danificadas por erosão cavitacional por soldagem com aço inoxidável/cobalto**. 2014. 92 f. Dissertação (Mestrado) - Universidade Estadual Paulista Júlio de Mesquita Filho, Faculdade de Engenharia, 2014.

MACHADO, I. G. **Soldagem e técnicas conexas: processos**. Porto Alegre: Associação Brasileira de Soldagem, 2007.

MADADI, F.; ASHRAFIZADEH F.; SHAMANIAN M. Optimization of pulsed TIG cladding process of stellite alloy. **Journal of Alloys and Compounds**, Isfahan, v. 510, n. 1, p.71-77, 2012.

MARQUES, P. V. Proteção de turbina hidráulicas contra o desgaste cavitacional. **Soldagem e Inspeção**, São Paulo, v.8, n.2, p.47-59, 2003.

MATRIZ ENERGÉTICA. **Matriz energética de 2016 terá maior participação das energias renováveis.** [S.l.: s.n.]. Disponível em: <
<http://www.brasil.gov.br/infraestrutura/2016/05/matriz-energetica-de-2016-tera-maior-participacao-das-energias-renovaveis> > Acesso em: 7 de jan 2017.

MELLOR, B.G. **Surface coatings for protection against wear.** Cambridge: Woodhead Publishning in Materials, 2006.

MODENESI, P. J. **Soldabilidade dos aços inoxidáveis.** São Paulo: SENAI, 2004.

MONTGOMERY, D. C. **Desing and analysis of experiments.** New Jersey: Wiley, 2013.

MUSARDO, G. B. **Análise microestrutural de revestimentos usados no reparo de turbinas hidráulicas danificadas pela cavitação.** 2006. 98 f. Dissertação (Mestrado), Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista, Ilha Solteira, 2006.

PARK, M. C.; KIM, K. N.; SHING, G. S.; KIM, S. J. Effectes os strain induced martensitictransformation on the cavitation erosion resistance and incubation time of Fe-Cr-Ni-C alloys. **Wear**, Seoul, v. 274-275, p. 28-33, 2011.

PLATA, J.L.L. **Preenchimento de cavidades provenientes de remoção de trinca em turbinas hidráulicas por meio do processo gmaw-p.** 2016. 98 f. Dissertação (Mestrado em Sistemas Mecatrônicos), Publicação ENM.DM-98/2016, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade de Brasília, Brasília, DF, 2016.

POTENCIAL HÍDRICO. **Potencial hídrico brasileiro será totalmente utilizado entre 15 e 20 anos.** [S.l.: s.n.]. Disponível em: <
<http://www.nuca.ie.ufrj.br/blogs/geselufrij/index.php?/archives/32197-Potencial-hidrico-brasileiro-sera-totalmente-utilizado-entre-15-e-20-anos,-diz-MME.html> >
 Acesso em: 7 jan 2017.

QIU N.; WANG L.; WU S.; LIKHACHEV D.S. Research on cavitation erosion and wear resistance performance of coatings. **Engineering Failure Analysis**, Hangzhou, v.55, p.208-223, 2015.

RIBEIRO, H. O.; BUSCHINELLI, A. J. A.; DUTRA, J.C. Resistência à erosão por cavitação de aços inoxidáveis austeníticos CrMnSiN depositados por PTA. **Soldagem Inspeção**, São Paulo, v.15, n. 2, p.121-129, 2010.

SANTA, J. F.; BLANCO, J. A.; GIRALDO, J. E.; TORO, A. Cavitation erosion of martensitic and austenitic stainless steel welded coating. **Wear**, Medellín, v. 271, n. 9, p. 1445-1453, 2011.

SILVA, F. G. **Resistência ao desgaste por cavitação de diferentes ligas aplicadas pelo processo GMAW com e sem adição de arame frio.** 2014. 241 f.

Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica). Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Uberlândia. 2014.

SREEDHAR, B.K.; ALBERT S.K.; PANDIT A.B. Improving cavitation erosion resistance of austenitic stainless steel in liquid sodium by hardfacing – comparison of Ni and Co based deposits. **Wear**, Kalpakam, v.342-343, p.92-99, 2015.

SREEDHAR, B. K.; ALBERT, S. K.; PANDIT, A. B. Cavitation damage: theory and measurements – a review. **Wear**, Kalpakam, v. 372-373, p. 177-196, 2016.

STACHOWIAK, G.W. **Wear – Materials, Mechanisms and Practice**. New Jersey: Wiley. 2006.

STACHOWIAK G.W.; BATCHELOR A.W. Abrasive, erosive and cavitation wear. **Engineering Tribology**, ed. 4. New York: Elsevier, 2014. p.525-576.

TAILLON G.; POUGOUM F.; LAVIGNE S.; TON L.T.; SCHULZ R.; BOUSSER E.; SAVOIE S.; MARTINU L.; SAPIEHA J.E.K. Cavitation erosion mechanisms in stainless steels and in composite metal-ceramic HVOF coatings. **Wear**, Montreal, v.364-365, p.201-210, 2016.

TAO, N.; ZHANG, H.; LU, J; LU. K. Development of nanostructures in metallic materials whit low stacking fault energies during surface mechanical attrition treatment. **Materials Transactions**, Sendai, v.44, n.10, p.1919-1925, 2003.

TURBINA PELTON. [S.l.: s.n.]. Disponível em: < <http://www.hisa.com.br/produtos/turbina-pelton> > Acesso em: 7 jan 2017.

VENKATESH, B.; SRIKER, K.; PRABHAKAR, V.S.V. Wear characteristics of hardfacing alloys: state-of-the-art. **Procedia materials science**, Telengana, v. 10, p.527-532, 2015.

WILL, C.R.; CAPRA, A. R.; PUKASIEWICK, A. G. M.; CHANDELIER, J. G.; PAREDES, R. S. C. Estudo comparativo de três ligas austenítica com cobalto resistente à cavitação depositadas por plasma pulsado térmico. **Soldagem Inspeção**. São Paulo, v.15, n. 1, p. 52-60, 2010.

XIAOJUN, Z. Phase transformation during cavitation erosion of a Co stainless steel. **Materials Science & Engineering: A**, Curitiba, v.358, n. 1-2, p.199-204, 2003.

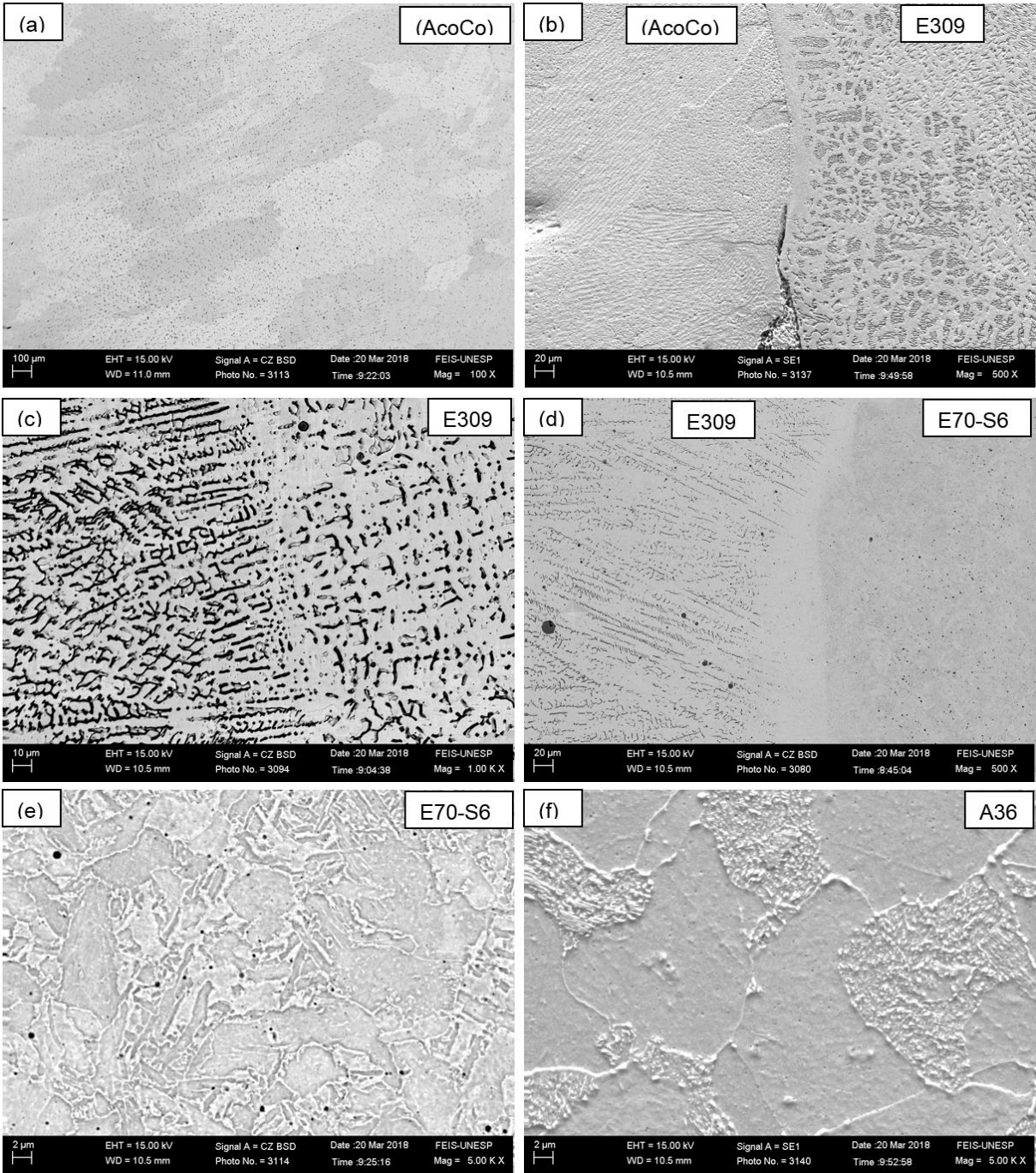
XU, G.; KUTSUNA, M.; LIU, Z; SUN, L. Characteristic behaviours of clad layer by a multi-layer laser cladding whit powder mixture of Stellite-6 and tungsten carbide. **Surface & Coatings Techonology**, Nagoya, v.201, n. 6, p.3385-3392, 2006.

WELDING ALLOYS. [S.l.: s.n.]. Disponível em: < <https://www.welding-alloys.com/> >. Acesso em: 12 fev 2017.

ZHANG Y.; QIAN Z.; JI B.; WU Y. A review of microscopic interactions between cavitation bubbles and particles in silt-laden flow. **Renewable and Sustainable Energy Reviews**, Beijing, v.56, p.303-318, 2016.

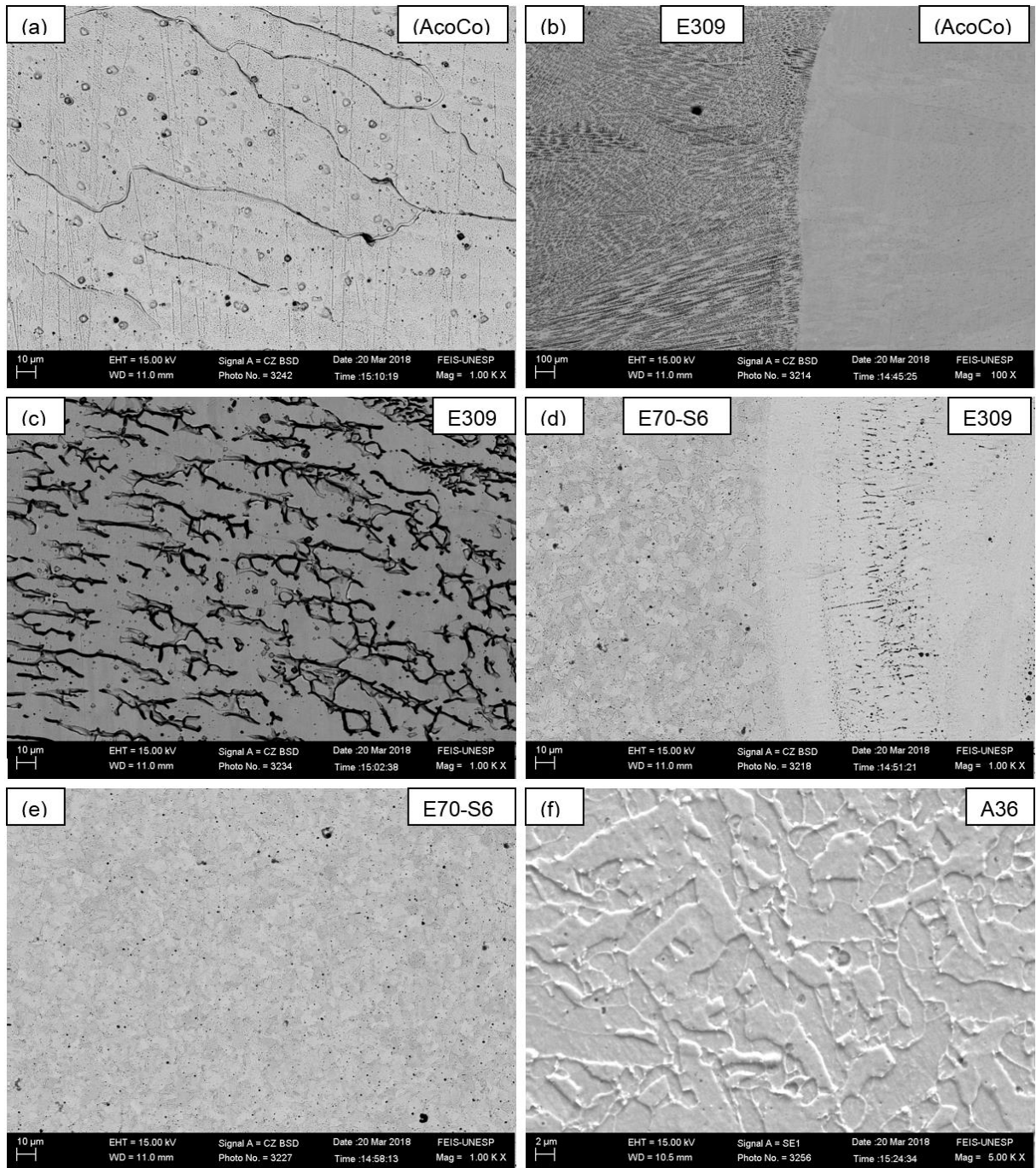
ANEXO A

Figura 42 - Morfologia das camadas de materiais da amostra S1.



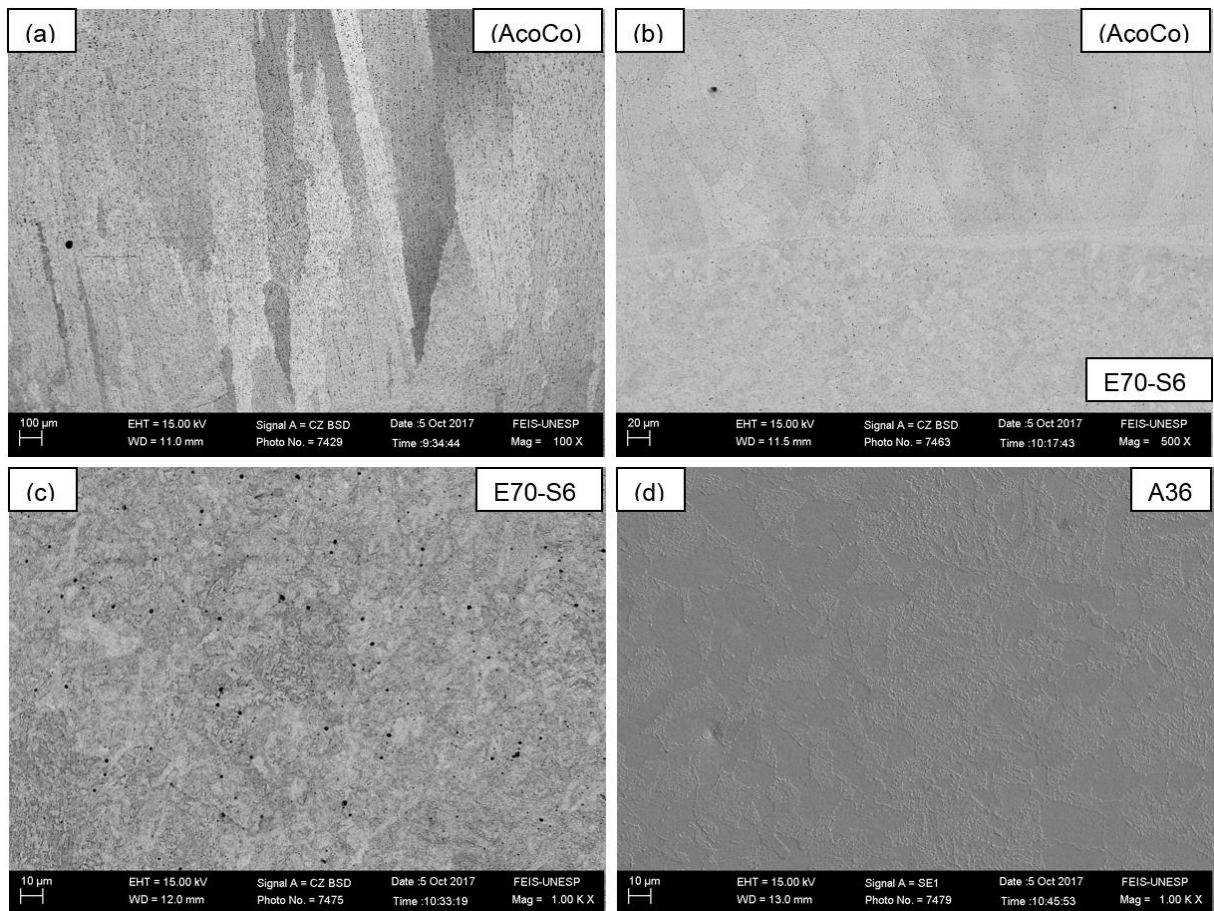
Fonte: Próprio autor.

Figura 43 - Morfologia das camadas de materiais da amostra S3.



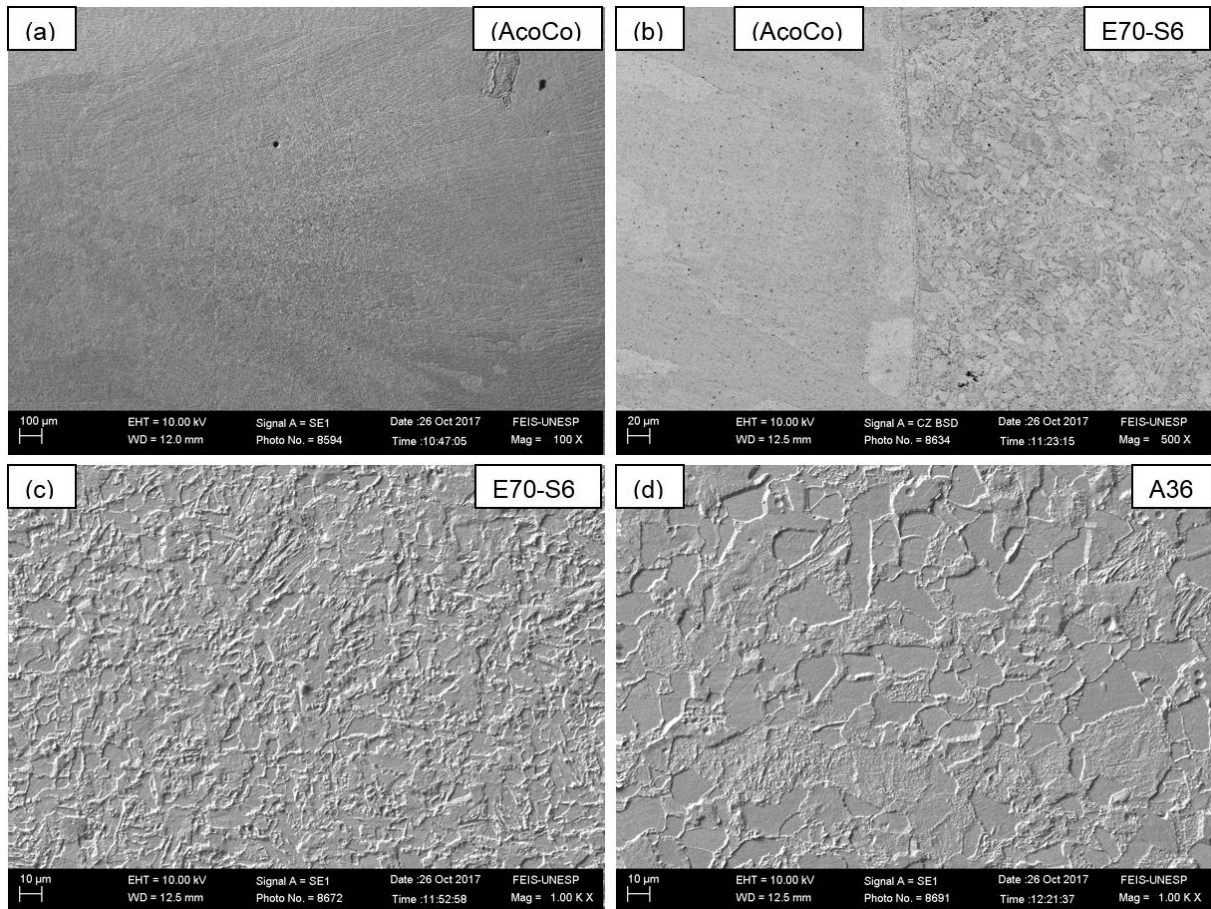
Fonte: Próprio autor.

Figura 44 - Morfologia das camadas de materiais da amostra S4.



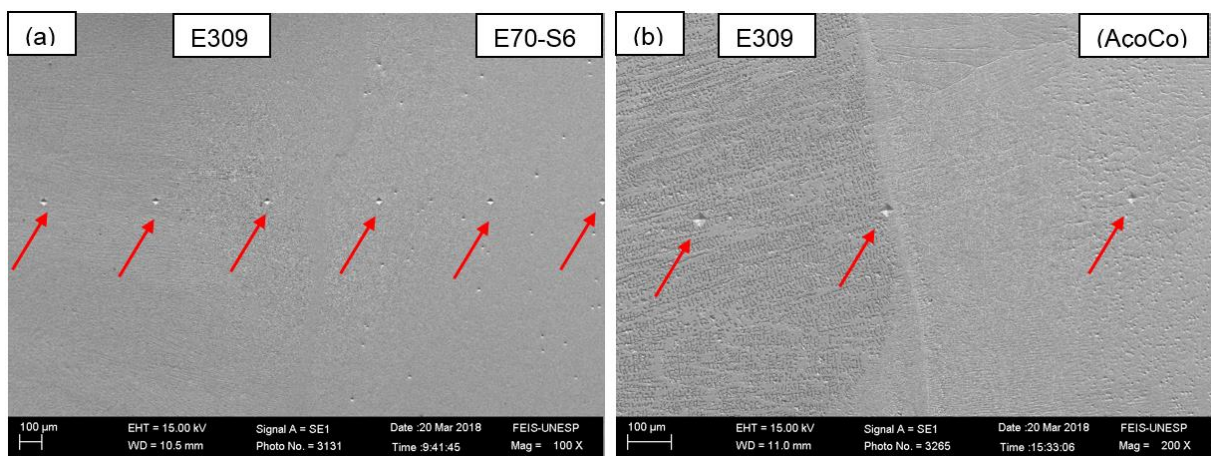
Fonte: Próprio autor.

Figura 45 - Morfologia das camadas de materiais da amostra S6.



Fonte: Próprio autor.

Figura 46 Demonstração das marcas de indentações de microdureza Vickers, (a) amostra S1 e (b) amostra S3.



Fonte: Próprio autor. As setas em vermelho indicam as marcas das indentações.