

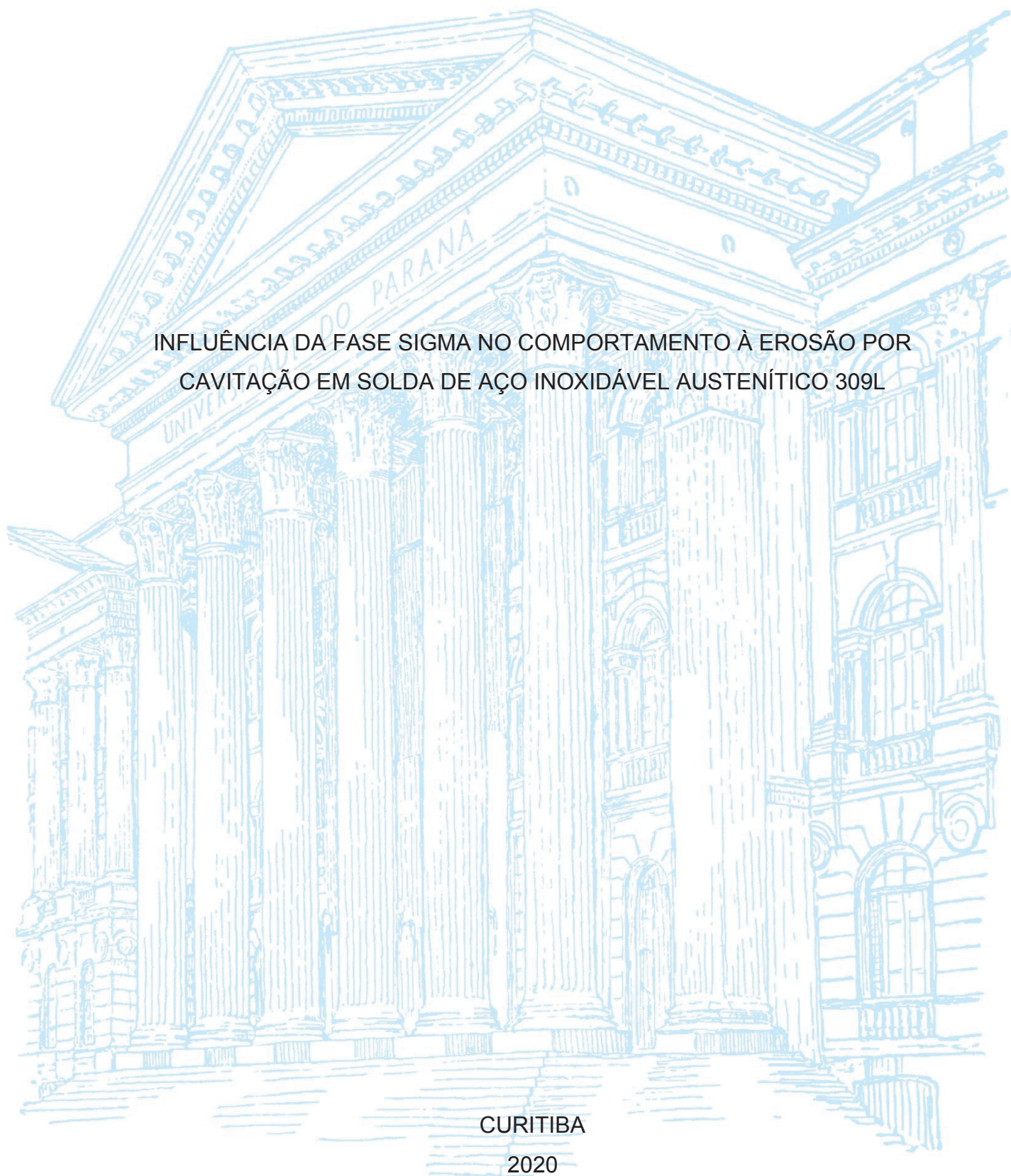
UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ

ISRAEL RICARDO DE LIMA

INFLUÊNCIA DA FASE SIGMA NO COMPORTAMENTO À EROÇÃO POR
CAVITAÇÃO EM SOLDA DE AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO 309L

CURITIBA

2020



ISRAEL RICARDO DE LIMA

INFLUÊNCIA DA FASE SIGMA NO COMPORTAMENTO À EROSÃO POR
CAVITAÇÃO EM SOLDA DE AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO 309L

Dissertação apresentada ao curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Setor de Tecnologia da Universidade Federal do Paraná, como requisito parcial à obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Orientador: Prof. Dr. Sérgio Luiz Henke

CURITIBA

2020

Catálogo na Fonte: Sistema de Bibliotecas, UFPR
Biblioteca de Ciência e Tecnologia

L735i Lima, Israel Ricardo de
Influência da fase sigma no comportamento à erosão por
cavitação em solda de aço inoxidável austenítico 309L [recurso
eletrônico] / Israel Ricardo de Lima – Curitiba, 2020.

Dissertação - Universidade Federal do Paraná, Setor de
Tecnologia, Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica.

Orientador: Prof. Dr. Sérgio Luiz Henke

1. Aço inoxidável. 2. Corrosão. 3. Cavitação. I. Universidade
Federal do Paraná. II. Henke, Sérgio Luiz. III. Título.

CDD: 669.1423

Bibliotecária: Roseny Rivelini Morciani CRB-9/1585



MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
SETOR DE TECNOLOGIA
UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ
PRÓ-REITORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO ENGENHARIA
MECÂNICA - 40001016040P5

TERMO DE APROVAÇÃO

Os membros da Banca Examinadora designada pelo Colegiado do Programa de Pós-Graduação em ENGENHARIA MECÂNICA da Universidade Federal do Paraná foram convocados para realizar a arguição da Dissertação de Mestrado de **ISRAEL RICARDO DE LIMA** intitulada: **INFLUÊNCIA DA FASE SIGMA NO COMPORTAMENTO À EROSÃO POR CAVITAÇÃO EM SOLDA DE AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO 309L**, sob orientação do Prof. Dr. **SERGIO LUIZ HENKE**, que após terem inquirido o aluno e realizada a avaliação do trabalho, são de parecer pela sua **APROVAÇÃO** no rito de defesa.

A outorga do título de mestre está sujeita à homologação pelo colegiado, ao atendimento de todas as indicações e correções solicitadas pela banca e ao pleno atendimento das demandas regimentais do Programa de Pós-Graduação.

CURITIBA, 18 de Fevereiro de 2020.

SERGIO LUIZ HENKE

Presidente da Banca Examinadora (UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ)

SILVIO FRANCISCO BRUNATTO

Avaliador Interno (UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ)

MARCIO MAFRA

Avaliador Externo (UNIVERSIDADE TECNOLÓGICA FEDERAL DO PARANÁ)

AGRADECIMENTOS

A Deus pela vida, proteção e bênção.

Aos meus pais, Davi e Lucélia e minha irmã Karina pelo amor, suporte e incentivo em todos os momentos da minha vida.

Ao orientador e amigo, Prof. Sergio L. Henke pelo conhecimento transmitido, incentivo, apoio e presença constante em absolutamente todas etapas do trabalho.

À amiga e instrutora Fabiane Severo que me ajudou nos ensaios de cavitação, em outros estágios da dissertação e, além disso, pelo suporte diante das dificuldades que surgiram.

Ao Rafael B. Spina pela ajuda no acabamento superficial das amostras e no incentivo dado em todas as etapas dessa dissertação de mestrado

A todos os amigos da graduação, em especial ao João Kaiser, Patrícia Peres, Laís Diman, Dylan Oliani, Patrícia Diniz, Lucas Pelegrini, Ana Carol e Lucas Ribas, que, de alguma maneira, ajudaram-me em diversos momentos da realização deste trabalho de mestrado.

Aos meus colegas de trabalho da Refinaria Getúlio Vargas, do setor Transferência e Estocagem e Qualidade de Produtos especificamente, em especial as minhas amigas Luely Linhares e Aline Benatto. Ressalto o apoio dado pelo corpo gerencial do setor Transferência e Estocagem nas liberações em horário de trabalho para realizar os ensaios de cavitação.

Ao técnico Dérik Fagundes e o Prof. Okimoto pela ajuda na etapa de soldagem e ao Ro, tio da Aline Benatto, pelo excelente trabalho realizado na usinagem das peças em sua empresa. Nesta etapa de usinagem, agradeço também a ajuda da Irene B. Araújo, do Watena F. N'Tchalá e da estrutura do LACTEC no corte das peças.

Aos Professores Sílvio F. Brunatto e Cláudia Marino por ceder as estruturas dos seus laboratórios na UFPR para os ensaios de cavitação e espectroscopia de impedância eletroquímica, respectivamente, além disso, pelas dicas e discussões sobre esses ensaios.

Aos amigos Leonardo L. Santos pela ajuda e ensinamentos transmitidos durante todas as etapas dos ensaios de cavitação. Também agradeço os amigos Igor Zanella, João Miguel, Tarciana Dieb, Guilherme Kobayashi, Felipe Jedyne, João Lima, Eduardo Andrade e o Prof. Rodrigo Perito, com os quais aprendi muito da parte experimental e foram sempre solícitos.

À amiga Débora Leal pela grande ajuda no desenvolvimento do ensaio de caracterização eletroquímica, incluindo no tratamento e interpretação dos resultados.

Ao Professor Irineu Mazzaro pelo treinamento dado na utilização do laboratório de Óptica de Raios-X da UFPR.

Ao pessoal do Centro de Microscopia Eletrônica, em especial ao Técnico Gabriel que atuou com maestria e profissionalismo na obtenção de imagens no MEV.

Aos amigos Martina Carneiro, Beatriz, Carlos Feitosa e a Professora Letícia Debella que, além de grandes colegas nas disciplinas do mestrado, ajudaram-me muitas vezes na realização do curso de mestrado.

À amiga da vida Camila Nicastro e os casais Patrícia Xavier e Andreas Grein e Luiz Gustavo e Rafaela Barranco pelo apoio e amizade sincera.

Ao departamento de pós-graduação em Engenharia Mecânica – PGMEC e à banca examinadora.

Por fim, peço desculpas se porventura não mencionei alguém que tenha contribuído para o desenvolvimento desta pesquisa e deixo desde já o mais sincero agradecimento.

Nunca deixe que alguém te diga que não pode fazer algo. Nem mesmo eu.
Se você tem um sonho, tem que protegê-lo. As pessoas que não podem fazer por si
mesmas, dirão que você não consegue. Se quer alguma coisa, vá e lute por ela.

Ponto Final. (Filme: À Procura da Felicidade, 2006)

RESUMO

A erosão por cavitação é a principal causa de parada de manutenção em turbinas hidráulicas. O reparo da superfície erodida normalmente é realizado por soldagem dissimilar em múltiplos passes, utilizando tradicionalmente depósitos de solda de aço inoxidável austenítico AISI 309L, seguido de tratamento térmico e usinagem. A soldagem em vários passes e o tratamento térmico pós soldagem, dependendo das condições empregadas, podem ajudar a precipitar fases indesejáveis na solda resultante, como a fase sigma. Inserido neste contexto, o presente trabalho teve como objetivo investigar a influência desta fase no comportamento à erosão por cavitação na solda do aço inoxidável austenítico AISI 309L. As amostras de solda deste material foram tratadas termicamente a 850 °C, em diferentes tempos, para promover a precipitação da fase sigma. O comportamento à erosão por cavitação foi avaliado segundo a norma ASTM G32-10. Para dar suporte às discussões sobre os resultados do ensaio de resistência à erosão por cavitação, as amostras foram caracterizadas por meio de análise metalográfica, difração de raios-X, medições de dureza Vickers, ensaio de impacto Charpy, espectroscopia de impedância eletroquímica e MEV-EDS. A presença da fase sigma promoveu a redução da resistência à erosão por cavitação caracterizada pela redução de 78 % do período de incubação e o aumento de 30 % da taxa de erosão máxima. Constatou-se que tal comportamento está relacionado ao efeito ocasionado pela fase sigma em promover a redução da resistência à corrosão e da tenacidade do material.

Palavras-chave:

ABSTRACT

Cavitation erosion is the main cause of shutdown maintenance in hydraulic turbines. The repair of the eroded surface is usually performed by dissimilar welding in multiple passes, traditionally using AISI 309L austenitic stainless-steel welding deposits, followed by heat treatment and machining. Multi-pass welding and post-welding heat treatment, depending on the conditions employed, can help to precipitate undesirable phases in the resulting weld, such as the sigma phase. Thus, the present study aimed to investigate the influence of this phase on the behavior of cavitation erosion in the welding of AISI 309L austenitic stainless steel. The weld samples of this material were heat treated at 850 °C, at different times, to promote the precipitation of the sigma phase. The cavitation erosion behavior was evaluated according to the ASTM G32-10 standard. To support discussions on the results of the cavitation erosion resistance test, the samples were characterized by metallographic analysis, X-ray diffraction, Vickers hardness measurements, Charpy impact test, electrochemical impedance spectroscopy and SEM- EDS. The presence of the sigma phase promoted a reduction in resistance to erosion by cavitation, characterized by a 78 % reduction in the incubation period and an increase of 30 % in the maximum erosion rate. It was found that such behavior is related to the effect caused by the sigma phase in promoting the reduction of corrosion resistance and material toughness.

Keywords: Austenitic stainless steel. Sigma phase. Erosion. Cavitation. Corrosion.

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1 – DIAGRAMA DE FASES PARA A ÁGUA	22
FIGURA 2 – CAVITAÇÃO HIDRODINÂMICA EM UM TUBO DE VENTURI	22
FIGURA 3 – MECANISMOS PROPOSTOS PARA EXPLICAR O PROCESSO DE COLAPSO DE UMA BOLHA DE VAPOR	24
FIGURA 4 – CURVA DA PERDA DE MASSA ACUMULADA EM FUNÇÃO DO TEMPO CARACTERÍSTICA DA EROÇÃO POR CAVITAÇÃO INDICANDO OS ESTÁGIOS TÍPICOS E PRINCIPAIS PARÂMETROS.....	26
FIGURA 5 – REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DO DISPOSITIVO VIBRATÓRIO ULTRASSÔNICO COM CONFIGURAÇÃO DIRETA E DETALHE DA POSIÇÃO DA AMOSTRA NO TESTE NA CONFIGURAÇÃO INDIRETA.	27
FIGURA 6 – DINÂMICA DA CAVITAÇÃO ACÚSTICA VIBRATÓRIA	28
FIGURA 7 – EROÇÃO CAUSADA POR CAVITAÇÃO EM ROTOR DE TURBINA	37
FIGURA 8 – DIAGRAMA DE SCHAEFFLER	43
FIGURA 9 – DIAGRAMA DE FASE PSEUDOBINÁRIO DO SISTEMA Fe-Cr-Ni COM 63 % DE FERRO	44
FIGURA 10 – DIAGRAMA TTT DE PRECIPITAÇÃO DA FASE σ A PARTIR DE DIFERENTES FASES.....	47
FIGURA 11 – MICROESTRUTURA TÍPICA OBSERVADA DA FASE SIGMA EM UM AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO	48
FIGURA 12 – DIAGRAMA TTT DA PRECIPITAÇÃO DA FASE σ NO AÇO AISI 309L	49
FIGURA 13 – PRECIPITAÇÃO DA FASE SIGMA APÓS PROCESSO DE SOLDAGEM MULTIPASSE NO AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO 309L.....	50
FIGURA 14 – ESQUEMA SIMPLIFICADO DAS ETAPAS DO PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	52
FIGURA 15 – DIMENSÃO USADA NOS CORPOS DE PROVA CHARPY	54
FIGURA 16 – MICROSCÓPIO ELETRÔNICO DE VARREDURA TESCAN VEGA3 LMU	56
FIGURA 17 – MICROSCÓPIO ÓTICO, MARCA OLYMPUS, MODELO BX-51M	57

FIGURA 18 – VARREDURA DA SUPERFÍCIE DA AMOSTRA.....	59
FIGURA 19 – EFEITOS DE ESFORÇOS UNIFORMES (COMPRESSIVO E TRATIVO) SOBRE A ESTRUTURA CRISTALINA.....	60
FIGURA 20 – ESQUEMA DE MONTAGEM DO SISTEMA ELETROLÍTICO	63
FIGURA 21 – DIAGRAMA DE NYQUIST TÍPICO	64
FIGURA 22 – MICROGRAFIAS DAS AMOSTRAS COM AMPLIAÇÃO DE 1000X SOBRE A SUPERFÍCIE, REVELANDO A DISTRIBUIÇÃO HOMOGÊNEA DE FERRITA DELTA (δ) E FASE SIGMA (σ) NA MATRIZ AUSTENÍTICA. ATAQUE ELETROLÍTICO COM SOLUÇÃO KOH.	68
FIGURA 23 – COMPARATIVO ENTRE OS DIFRATOGRAMAS OBTIDOS PARA O AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO 309L EM DIFERENTES CONDIÇÕES PÓS SOLDAGEM.....	71
FIGURA 24 – DUREZA MÉDIA DA SUPERFÍCIE PARA O AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO 309L COM DIFERENTES QUANTIDADES DE FASE SIGMA	73
FIGURA 25 – COMPARATIVO DA ENERGIA MÉDIA DE IMPACTO CHARPY PARA O AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO 309L SEM E COM FASE SIGMA	74
FIGURA 26 – TOMADA FOTOGRÁFICA DA FRATURA DAS AMOSTRAS APÓS ENSAIO DE IMPACTO CHARPY	75
FIGURA 27 – SUPERFÍCIE FRATURADA APÓS ENSAIO DE CHARPY OBSERVADA AO MEV	77
FIGURA 28 – DIAGRAMA DE NYQUIST PARA O AÇO 309L COM DIFERENTES QUANTIDADES DE FASE SIGMA EM SOLUÇÃO AQUOSA DE CLORETO DE SÓDIO 0,6 mol/L.....	79
FIGURA 29 – CURVA DE PERDA DE MASSA ACUMULADA vs. TEMPO DE ENSAIO	80
FIGURA 30 – IMAGENS OBTIDAS DO CENTRO DAS SUPERFÍCIES CAVITADAS DAS AMOSTRAS APÓS 5 HORAS DE ENSAIO.....	83
FIGURA 31 – IMAGENS OBTIDAS COM MAIOR AMPLIAÇÃO DO CENTRO DAS SUPERFÍCIES CAVITADAS DAS AMOSTRAS APÓS 5 HORAS DE ENSAIO	84

FIGURA 32 – COMPARATIVO ENTRE OS DIFRATOGRAMAS DAS AMOSTRAS ANTES E APÓS 5 HORAS DE ENSAIO DE EROÇÃO POR CAVITAÇÃO	86
FIGURA 33 – DETALHE DA FIGURA 32, DESTACANDO A INTENSIDADE RELATIVA DE PARTE DOS PICOS DE AUSTENITA E FERRITA NAS AMOSTRAS CAVITADAS VERSUS AS NÃO CAVITADAS	88
FIGURA 34 – ASPECTOS DA SUPERFÍCIE E MAPEAMENTO DOS PRINCIPAIS ELEMENTOS QUÍMICOS NA REGIÃO INTERMEDIÁRIA ENTRE A ZONA CAVITADA E POLIDA.....	92
FIGURA 35 – MAPEAMENTO SOBREPOSTO DOS PRINCIPAIS ELEMENTOS QUÍMICOS NA REGIÃO INTERMEDIÁRIA ENTRE A ZONA CAVITADA E POLIDA.....	97
FIGURA 36 – DETALHE DOS PITES DE CORROSÃO EM MICROREGIÕES NO ENTORNO DA FASE SIGMA (IDENTIFICADO PELO MAPEAMENTO EDS) NA AMOSTRA 3.....	99
FIGURA 37 – DETERMINAÇÃO DA CURVA PERDA MÉDIA DE MASSA ACUMULADA vs. TEMPO DE ENSAIO E, CONSEQUENTEMENTE, O PERÍODO DE INCUBAÇÃO NOMINAL E A TAXA DE EROÇÃO MÁXIMA.....	128
FIGURA 38 – MAPEAMENTO SEPARADO DOS ELEMENTOS CROMO E NÍQUEL DAS AMOSTRAS NA REGIÃO INTERMEDIÁRIA ENTRE A ZONA CAVITADA E POLIDA.....	130

LISTA DE TABELAS

TABELA 1 – COMPOSIÇÃO QUÍMICA E CROMO E NÍQUEL EQUIVALENTE MÉDIO DO AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO 309L.....	43
TABELA 2 – PARÂMETROS DE SOLDAGEM UTILIZADOS.....	53
TABELA 3 – TRATAMENTOS TÉRMICOS APLICADOS EM CADA AMOSTRA...	54
TABELA 4 – QUANTIDADE DE CROMO E NÍQUEL NA SOLDA DO AÇO 309L ..	67
TABELA 5 – PORCENTAGEM, EM ÁREA, DA PRECIPITAÇÃO DE FASE SIGMA PARA CADA AMOSTRA.....	69
TABELA 6 – PERÍODO DE INCUBAÇÃO, PERÍODO DE INCUBAÇÃO NOMINAL E TAXA DE EROÇÃO MÁXIMA	81
TABELA 7 – RELAÇÃO ENTRE A RESISTÊNCIA À EROÇÃO POR CAVITAÇÃO E PROPRIEDADES MECÂNICAS	101
TABELA 8 – PADRÕES DE DRX NA CONFIGURAÇÃO θ - 2θ OBTIDOS E CARTAS JCPDS UTILIZADAS NAS RESPECTIVAS IDENTIFICAÇÕES	115
TABELA 9 – MEDIDAS DE DUREZA COM FORÇA APLICADA DE 10 kgf.....	117
TABELA 10 – MEDIDAS DA RESISTÊNCIA AO IMPACTO A 20°C	117
TABELA 11 – MEDIDAS OBTIDAS PARA AMOSTRA 1 NO ENSAIO DE ESPECTROSCOPIA DE IMPEDÂNCIA ELETROQUÍMICA	118
TABELA 12 – MEDIDAS OBTIDAS PARA AMOSTRA 2 NO ENSAIO DE ESPECTROSCOPIA DE IMPEDÂNCIA ELETROQUÍMICA	120
TABELA 13 – MEDIDAS OBTIDAS PARA AMOSTRA 3 NO ENSAIO DE ESPECTROSCOPIA DE IMPEDÂNCIA ELETROQUÍMICA	121
TABELA 14 – TRATAMENTO DOS DADOS OBTIDOS DAS AMOSTRAS PARA CONSTRUÇÃO DO DIAGRAMA NYQUIST	123
TABELA 15 – PARÂMETROS ESTATÍSTICOS PARA QUANTIDADE DE FASE OBTIDA VIA ANÁLISE DE IMAGENS.	126
TABELA 16 – CRITÉRIO QUANTITATIVO PARA DETERMINAR O PERÍODO DE INCUBAÇÃO.....	127

LISTA DE ABREVIATURAS OU SIGLAS

ABNT	- Associação Brasileira de Normas Técnicas
AC	- <i>Alternating current</i> (Corrente alternada)
AIMM	- Aço inoxidável martensítico macio
AISI	- <i>American Iron and Steel Institute</i> (Instituto Americano do Ferro e Aço)
ASTM	- <i>American Society for Testing and Materials</i> (Sociedade Americana para Ensaios de Materiais)
AWS	- <i>American Welding Society</i> (Sociedade Americana de Soldagem)
CCC	- Cúbico de corpo centrado
CFC	- Cúbico de face centrada
DRX	- Difração de raios-X
EDS	- Espectroscopia por energia dispersiva
EIS	- <i>Electrochemical Impedance Spectroscopy</i> (Eletroscopia de Impedância Eletroquímica)
EFE	- Energia de falha de empilhamento
GMAW	- <i>Gas Metal Arc Welding</i>
HC	- Hexagonal compacta
MAG	- <i>Metal Active Gas</i>
MEV	- Microscopia eletrônica de varredura
MIG	- <i>Metal Inert Gas</i>
MO	- Microscopia Ótica
PTA	- <i>Plasma Transferred Arc</i> (Plasma a arco transferido)
SMAW	- <i>Shielded Metal Arc Welding</i>
TCC	- Tetragonal de Corpo Centrado
TIG	- <i>Tungsten Inert Gas</i>
TTPS	- Tratamento Térmico Pós Soldagem
TTT	- Temperatura-tempo-transformação

LISTA DE SÍMBOLOS

δ	- Ferrita
γ	- Austenita
γ_2	- Austenita secundária
σ	- Sigma
η	- Laves
χ	- Chi
λ	- Comprimento de onda
Cr_{eq}	- Cromo equivalente
Ni_{eq}	- Níquel equivalente
d_{hkl}	- Distância interplanar

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	18
1.1	APRESENTAÇÃO	18
1.2	OBJETIVOS	19
1.2.1	Objetivo geral	19
1.2.2	Objetivos específicos.....	19
1.3	JUSTIFICATIVA.....	19
1.4	ESTRUTURA DA DISSERTAÇÃO	20
2	FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	21
2.1	CAVITAÇÃO	21
2.1.1	Desgaste erosivo por cavitação.....	23
2.1.2	Estágios típicos apresentados por um material exposto à cavitação	25
2.1.3	Teste de cavitação acelerada utilizando dispositivo vibratório ultrassônico	26
2.1.4	Correlação entre propriedades mecânicas dos materiais e resistência à erosão por cavitação	28
2.1.5	Correlação entre microestrutura e resistência à erosão por cavitação	31
2.1.6	Correlação entre acabamento superficial, porosidade, diluição e substrato sobre a resistência à erosão por cavitação	33
2.1.7	Efeito sinérgico entre cavitação e corrosão	35
2.2	CAVITAÇÃO EM ROTORES DE TURBINAS HIDRÁULICAS	36
2.2.1	Construção das turbinas hidráulicas.....	37
2.2.2	Reparo das turbinas hidráulicas	38
2.3	AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS	41
2.3.1	Tratamento térmico pós-soldagem	44
2.3.2	Fase sigma	45
2.3.3	Soldagem multipasses.....	49
2.3.4	Soldagem de materiais dissimilares	50
3	MATERIAL E MÉTODOS.....	52
3.1	PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS	53
3.1.1	Soldagem	53
3.1.2	Usinagem	53
3.1.3	Tratamento Térmico	54
3.1.4	Lixamento e Polimento das Amostras	55

3.2	CARACTERIZAÇÃO DAS AMOSTRAS	55
3.2.1	Caracterização química	56
3.2.2	Caracterização microestrutural.....	56
3.2.2.1	Análise metalográfica	57
3.2.2.2	Identificação das fases por difratometria de raio-X.....	58
3.2.3	Caracterização mecânica	60
3.2.3.1	Dureza Vickers	61
3.2.3.2	Ensaio de impacto Charpy.....	61
3.2.4	Caracterização eletroquímica	62
3.3	ENSAIO DE CAVITAÇÃO	65
3.3.1	Análise da superfície cavitada	66
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	67
4.1	CARACTERIZAÇÃO QUÍMICA E MICROESTRUTURAL	67
4.1.1	Composição química	67
4.1.2	Análise microestrutural	67
4.1.3	Identificação das fases	70
4.2	MEDIDAS DE DUREZA.....	72
4.3	ENSAIO DE IMPACTO CHARPY	73
4.4	ESPECTROSCOPIA DE IMPEDÂNCIA ELETROQUÍMICA.....	78
4.5	ENSAIO DE EROSÃO POR CAVITAÇÃO	80
4.5.1	Avaliação da superfície cavitada	82
4.5.2	Avaliação da superfície entre a região cavitada e não cavitada.	90
4.5.3	Correlação da resistência à erosão por cavitação com as propriedades mecânicas	101
5	CONSIDERAÇÕES FINAIS	102
5.1	CONCLUSÕES.....	102
5.2	RECOMENDAÇÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	102
	REFERÊNCIAS.....	104
	APÊNDICE 1 – IDENTIFICAÇÃO DAS FASES POR DRX	115
	APÊNDICE 2 – MEDIDAS DE DUREZA E DE ENERGIA DE IMPACTO CHARPY	117
	APÊNDICE 3 – TRATAMENTO DOS DADOS OBTIDOS NO ENSAIO DE ESPECTROSCOPIA DE IMPEDÂNCIA ELETROQUÍMICA	118

APÊNDICE 4 – INFERÊNCIA ESTATÍSTICA DOS RESULTADOS OBTIDOS DA QUANTIFICAÇÃO DE FASES METALÚRGICAS OBTIDAS POR ANÁLISE DE IMAGENS	126
APÊNDICE 5 – RESULTADOS COMPLEMENTARES DO ENSAIO DE EROSÃO POR CAVITAÇÃO.....	127
APÊNDICE 6 – RESULTADOS DO MAPEAMENTO DOS ELEMENTOS QUÍMICOS SEM SOBREPOSIÇÃO DAS IMAGENS	130
ANEXO 1 – DETALHAMENTO DO PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL PARA REALIZAÇÃO DOS ENSAIOS DE EROSIÃO POR CAVITAÇÃO	132

1 INTRODUÇÃO

1.1 APRESENTAÇÃO

Os processos de cavitação juntamente com o de corrosão são modos muito comuns de degradação em sistemas hidrodinâmicos, como turbinas hidráulicas, causando reduções na eficiência operacional dos componentes, com consequências de perda econômica, ou até mesmo, podendo ocasionar acidentes com pessoas (ARNDT et al., 1989; HART; WHALE, 1996; SILVEIRA, 2018).

No caso das turbinas hidráulicas, a redução da eficiência na geração de energia é dada principalmente pela erosão por cavitação que modifica o perfil hidrodinâmico das pás, pois promove a formação de cavidades ou pites na superfície e a perda de massa (HORTA et al., 1999; MUSARDO, 2006; GONÇALVES, 2007; KUMAR; SAINI, 2010; SANTA et al., 2010; SANTOS, 2013; SANTOS, 2018).

A erosão por cavitação é a principal causa para as constantes paradas de manutenção para reparação da superfície erodida (GONÇALVES, 2007; WILL et al., 2010; SANTOS, 2013; SANTOS, 2018). Esse reparo, geralmente realizado por soldagem entre materiais dissimilares, utiliza-se normalmente depósito de aço inoxidável austenítico tipo 309, conhecido pela relativa boa resistência à erosão por cavitação (VAZ, 2004), sendo MIG/MAG um dos principais processos de soldagem aplicado na recuperação das áreas erodidas por cavitação (BARRA, 1998).

Os componentes de turbinas hidráulicas envolvem seções de grandes espessuras, sendo que o reparo é feito por soldagem multipasses, depositando cordões de solda sequenciais (SANTOS, 2018).

Após a soldagem, geralmente é realizado um tratamento térmico (FILIPPIN, LIRA; 2001; ALMEIDA, 2015), que dependendo das condições desse tratamento, pode-se precipitar fases indesejáveis no metal de solda, como a fase sigma, no caso dos aços inoxidáveis austeníticos, que pode prejudicar consideravelmente as propriedades mecânicas e corrosivas do material (LIPPOLD, KOTECKI, 2005; FERREIRA, 2009; HSIEH; WU, 2012).

Além disso, essa fase pode formar-se durante a soldagem em múltiplos passes, dependendo da quantidade da entrada de calor imposta e o tempo de resfriamento entre cada passe (HOLMBERG, 2002; LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

Neste contexto, faz-se necessário conhecer a influência da fase sigma em soldas de aços inoxidáveis austeníticos, mais especificamente o aço 309L, principalmente, nas propriedades que influenciam a resistência à erosão por cavitação e corrosão, já que esse tipo de aço é, justamente, utilizado tradicionalmente no reparo em superfícies erodidas por cavitação em turbinas hidráulicas (RIBEIRO et al., 2010).

1.2 OBJETIVOS

1.2.1 Objetivo geral

Avaliar os efeitos da presença da fase sigma em solda de aço inoxidável austenítico 309L sobre o comportamento à erosão por cavitação.

1.2.2 Objetivos específicos

Após a obtenção das amostras de solda de aço inoxidável austenítico 309L com e sem fase sigma através de tratamento térmico, para atingir o objetivo geral, o trabalho foi dividido nos seguintes objetivos específicos:

- a) Determinar a evolução da perda de massa em função do tempo de ensaio de cavitação por vibração ultrassônica;
- b) Correlacionar o desempenho à cavitação com aspectos microestruturais, propriedades mecânicas e de resistência à corrosão do material;
- c) Caracterizar a região cavitada por meio de técnicas de caracterização de materiais (MEV, DRX, EDS), confrontando com os resultados de propriedades e características do material.

1.3 JUSTIFICATIVA

O desenvolvimento desta pesquisa é justificado pela necessidade de investigar o comportamento em cavitação do aço inoxidável austenítico 309L, na condição soldada, com a presença de fase sigma, tendo em vista a aplicação prática deste material em revestimentos soldados na recuperação de superfícies de rotores de turbinas hidráulicas. Desta forma, por meio da realização deste trabalho, buscou-se ampliar o estado atual do conhecimento sobre a influência da fase sigma em

propriedades tribológicas. Além disso, procurou-se avaliar a influência desta fase no material estudado em outras propriedades, como tenacidade e corrosão, correlacionando com o desempenho à cavitação.

1.4 ESTRUTURA DA DISSERTAÇÃO

Esta dissertação de mestrado está dividida em cinco capítulos, incluindo este primeiro onde é introduzido o tema da pesquisa, seus objetivos e justificativa para sua realização. No segundo capítulo é apresentada uma revisão bibliográfica abordando os seguintes tópicos: cavitação, cavitação em rotores de turbinas hidráulicas e aços inoxidáveis austeníticos. No terceiro capítulo são descritos os materiais, métodos e os equipamentos que foram utilizados na realização da pesquisa. No quarto capítulo são apresentados e discutidos os resultados obtidos. Por fim, no quinto capítulo são elencadas as conclusões do trabalho, bem como as propostas de futuros trabalhos com compatibilidade com o tema.

2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

Neste capítulo serão revisados estudos anteriores relevantes para o desenvolvimento e interpretação dos resultados obtidos neste trabalho. Assim, inicialmente serão apresentadas características gerais da cavitação e seus efeitos; além disso, um protagonismo será também dado ao ensaio normalizado de cavitação acelerada. Na sequência, serão apresentados aspectos da cavitação em rotores de turbinas hidráulicas, destacando as técnicas e materiais utilizados na construção e reparo desses componentes. Por fim, será abordada uma das classes de materiais utilizados nessas turbinas, os aços inoxidáveis austeníticos, focando em aspectos da soldagem e do tratamento térmico pós soldagem, que incidem diretamente na microestrutura, como a presença ou não da fase sigma.

2.1 CAVITAÇÃO

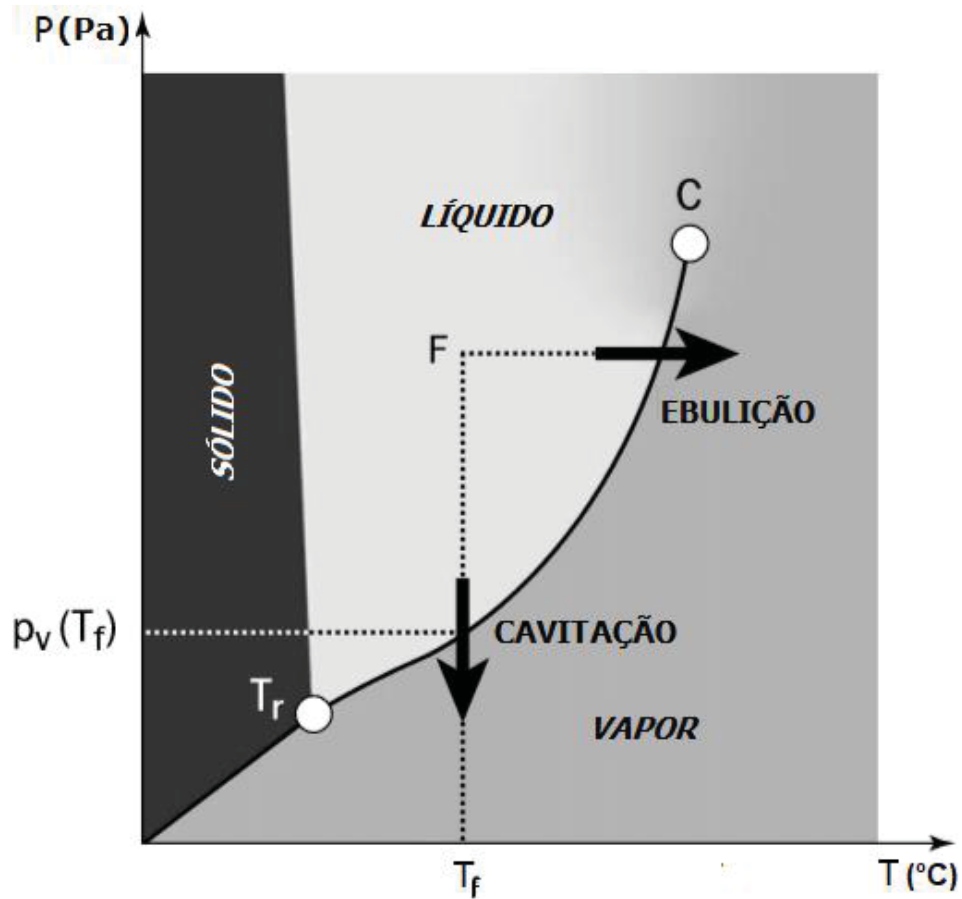
A cavitação pode ser definida como a somatória de eventos de formação, crescimento e subsequente colapso de bolhas de vapor (“cavidades”) em um líquido devido às flutuações locais de pressão (FRANC; MICHEL, 2005).

Para entender melhor esse fenômeno, é interessante vê-lo do ponto de vista da termodinâmica clássica, em condições de equilíbrio, com o auxílio do diagrama de fases da água (FIGURA 1). Na curva traçada a partir ponto triplo (ponto T_r) até o ponto crítico (ponto C), os valores de pressão de vapor (p_v) são representados em função da temperatura (T), onde as transformações reversíveis de líquido-vapor ocorrem. Ao analisar uma transformação isobárica – representada pela seta apontada a direita - a partir do ponto F (água no estado líquido e temperatura T_r), com o aumento da temperatura, tem-se a ebulição, ocorrendo a transição líquido-vapor. Agora, se a transformação for isotérmica – representada pela seta apontada para baixo – a partir do ponto F, com a diminuição da pressão (P), o líquido atinge patamares de P abaixo da p_v , ocorrendo a formação de fase vapor também, porém, tem-se a cavitação.

A diminuição da pressão de um líquido em escoamento é induzida por aumentos na velocidade local, podendo ocorrer desta maneira a cavitação hidrodinâmica em sistemas hidráulicos, como passagens estreitas (por exemplo, válvulas), pás de turbinas e tubos de Venturi (FRANC; MICHEL, 2005). Esse fenômeno foi fotografado por Soyama e Hoshino (2016), em seus estudos com tubos

de Venturi, onde na FIGURA 2, logo após a garganta do tubo, na zona de mais baixa pressão, onde, nas condições do experimento, o líquido atingiu pressões abaixo da pressão de vapor e se percebe a formação das bolhas.

FIGURA 1 – DIAGRAMA DE FASES PARA A ÁGUA



FONTE: Adaptado de FRANC e MICHEL (2005).

FIGURA 2 – CAVITAÇÃO HIDRODINÂMICA EM UM TUBO DE VENTURI



FONTE: Adaptado de SOYAMA e HOSHINO (2016).

A cavitação também ocorre em líquidos estáticos (em repouso) e é conhecida como cavitação acústica ou vibratória. Ela ocorre quando uma pressão oscilante de amplitude grande suficientemente é aplicada sobre um líquido confinado, bolhas de cavitação podem aparecer dentro do líquido (FRANC; MICHEL, 2005). Esse princípio é utilizado em escala laboratorial, onde as oscilações de pressão são suficientes para a formação e colapso das bolhas (conforme será descrito no item 2.1.3). Apesar dos métodos diferentes de formação da cavitação, a vibratória pode se comparar com a cavitação hidrodinâmica pela natureza do dano ao material, que se assemelha em ambos os casos (FRANC; MICHEL, 2005; ASTM G32-10, 2010).

2.1.1 Desgaste erosivo por cavitação

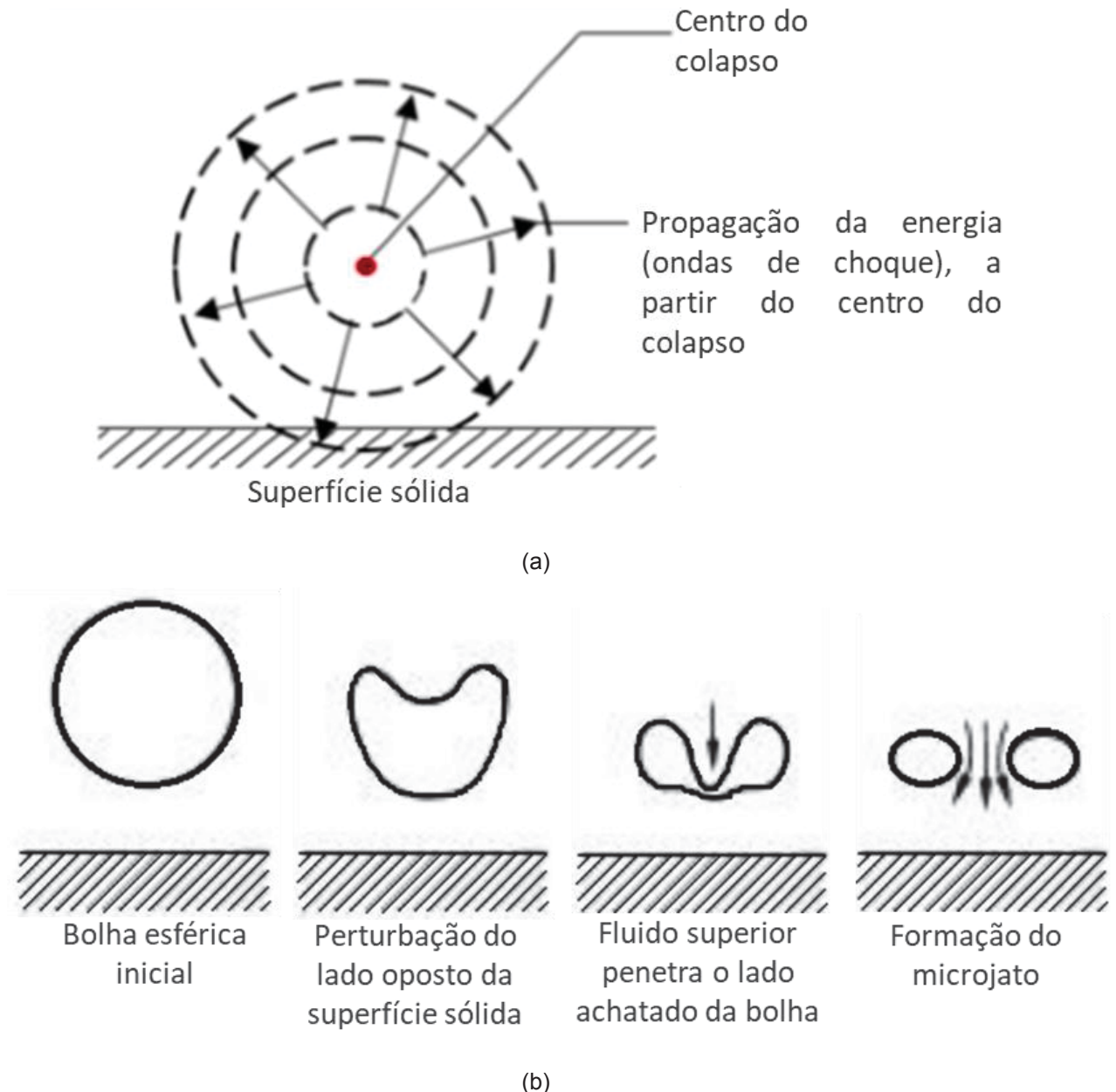
A cavitação pode danificar severamente as paredes sólidas, removendo o material superficial. Segundo Franc e Michel (2005), as bolhas de vapor que são geradas nas regiões de baixa pressão no líquido em fluxo, sendo arrastadas pelo fluxo, podem entrar em colapso ao entrar em regiões de recuperação de pressão. Sendo assim, concentra-se muita energia mecânica em áreas muito pequenas, que resulta em altos níveis de tensão em curto intervalo de tempo, que podem exceder a resistência do material, causando a erosão da superfície.

Com base nessa teoria do colapso das bolhas, dois mecanismos erosivos são discutidos na literatura em função da simetria da bolha durante o colapso (implosão), como mostra a FIGURA 3. Quando é simétrico, a bolha esférica entra em colapso dentro do líquido emitindo uma onda de pressão (choque), como se pode visualizar na FIGURA 3 (a). Porém, quando a bolha está muito próxima ou em contato com o limite sólido, a bolha perde sua esfericidade, tornando-se assimétrica, pois a bolha é perturbada do lado oposto à superfície sólida, e o fluido penetra através da bolha, formando assim um microjato, como exemplificado na FIGURA 3 (b) (FRANC; MICHEL, 2005, KOIVULA, 2000).

Entretanto, esses dois mecanismos, a onda de choque e o microjato, atuando de forma independente, não são suficientemente eficazes no desgaste por erosão. Porém, uma nuvem de bolhas de vapor não age de forma independentemente, mas em conjunto, provocando o colapso uma das outras, aumentando os efeitos das bolhas de vapor adjacentes e, conseqüentemente, sobre a superfície sólida (FRANC; MICHEL, 2005, KOIVULA, 2000). Milhões dessas bolhas de vapor são formadas e

seus colapsos produzem pulsos de tensão que podem alcançar valores na ordem 1 GPa, o que excede a tensão de escoamento de diversos materiais de engenharia (KARIMI; MARTIN, 1986).

FIGURA 3 – MECANISMOS PROPOSTOS PARA EXPLICAR O PROCESSO DE COLAPSO DE UMA BOLHA DE VAPOR



FONTE: Adaptado de KOIVULA (2000).

LEGENDA: a) Mecanismo de onda de choque;

b) Mecanismo de microjatos.

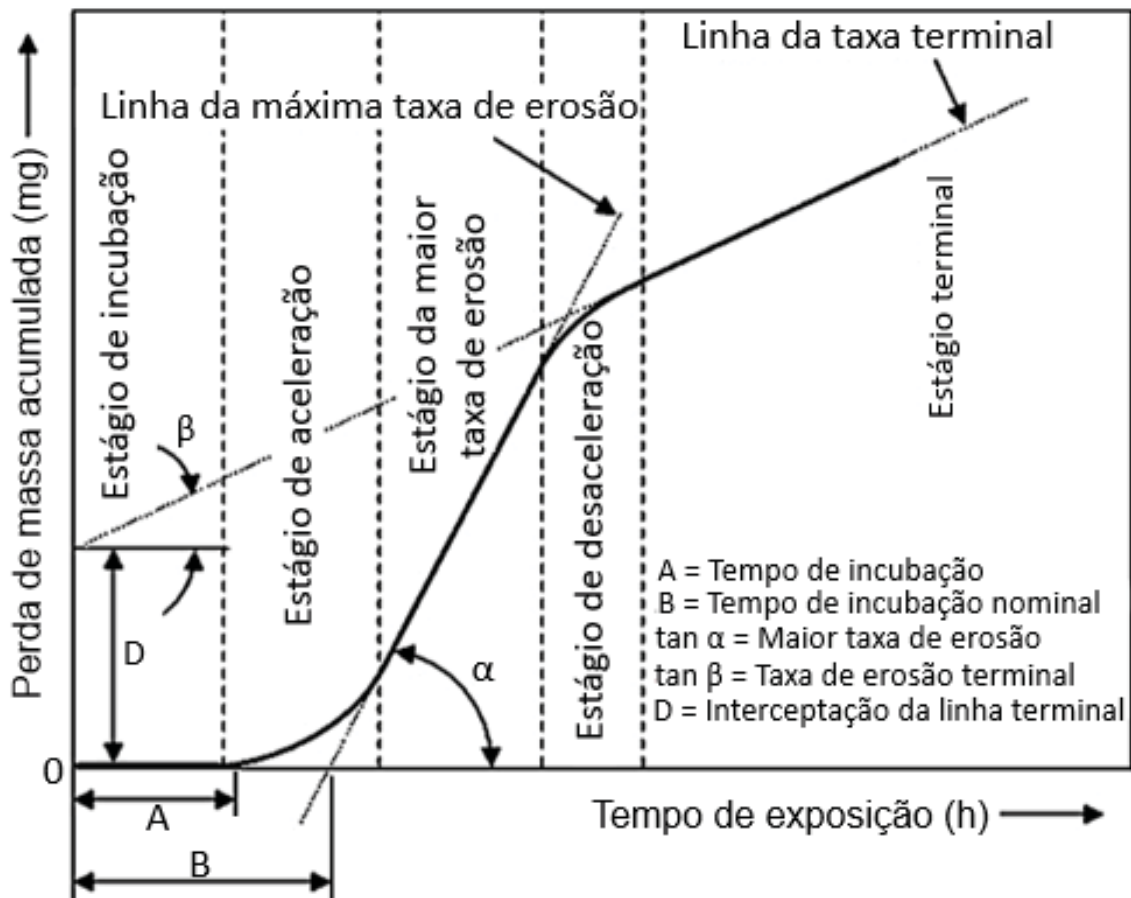
2.1.2 Estágios típicos apresentados por um material exposto à cavitação

A gravidade dos danos na superfície sólida devido à cavitação é dependente do tempo de exposição (FRANC, 2007). Além disso, a erosão por cavitação possui uma evolução típica da perda acumulada de massa com o tempo de exposição, que está apresentada na FIGURA 4. Nela, os estágios de degradação são apresentados e sucintamente descritos em sequência:

- a) estágio de incubação é o período no qual a taxa de erosão permanece zero ou é desprezível, quando comparada com as etapas posteriores;
- b) estágio de aceleração é compreendido no intervalo de tempo no qual se nota perda de massa, já não desprezível, onde há um crescimento da taxa de erosão até um valor máximo ($\tan \alpha$);
- c) estágio de maior taxa de erosão se inicia quando o valor máximo da taxa de erosão ($\tan \alpha$) é atingida e se mantém aproximadamente constante, por um certo intervalo de tempo;
- d) estágio de desaceleração corresponde à etapa onde uma atenuação da taxa de erosão é observada por um intervalo de tempo, até atingir um valor mínimo ($\tan \beta$), que segundo Marques e Trevisan (1998), está associada à redução da pressão de colapso das bolhas próximas de uma superfície rugosa e ao efeito de amortecimento do líquido retido nas reentrâncias da superfície erodida, ou pelo ar ou vapor contido no líquido na zona de cavitação
- e) estágio terminal é a etapa final do processo, porque após o alcance do valor mínimo da taxa de erosão ($\tan \beta$) no estágio anterior (estágio de desaceleração), a taxa se mantém praticamente constante.

Vale salientar que nem todos os estágios relatados aqui podem ser evidenciados na prática, pois depende das características do material, das condições e do tipo de cavitação aplicada.

FIGURA 4 – CURVA DA PERDA DE MASSA ACUMULADA EM FUNÇÃO DO TEMPO CARACTERÍSTICA DA EROSÃO POR CAVITAÇÃO INDICANDO OS ESTÁGIOS TÍPICOS E PRINCIPAIS PARÂMETROS.



FONTE: Adaptado de ASTM G32-10 (2010).

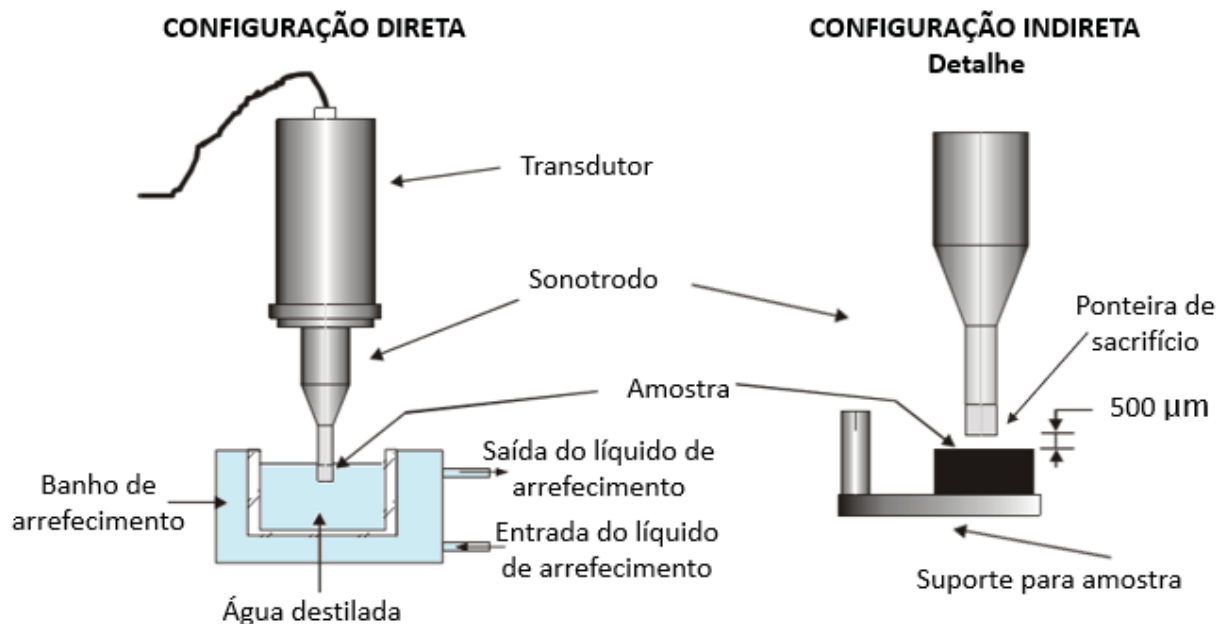
A avaliação da resistência à erosão por cavitação dos materiais, na literatura, tem sido realizada principalmente em função do período de incubação ou período de incubação nominal (em unidades de tempo) e da taxa de erosão máxima (em unidades de massa por unidade de tempo), ou seja, os estudos estão mais concentrados nos três primeiros estágios mostrados na FIGURA 4. Nesta figura, o período de incubação está indicado pela letra A, o período de incubação nominal está indicado pela letra B e a taxa de erosão máxima, por sua vez, está indicada pela tangente do ângulo α .

2.1.3 Teste de cavitação acelerada utilizando dispositivo vibratório ultrassônico

Os dispositivos vibratórios ultrassônicos (FIGURA 5) constituem os equipamentos de ensaio mais comumente utilizados para simular a erosão por cavitação de forma acelerada, devido a relativa facilidade de execução e tempos

reduzidos de teste. Estes são compostos, basicamente, por um gerador ultrassônico de vibrações (transdutor), um recipiente contendo um líquido do ensaio¹ e uma ponteira vibratória (sonotrodo ou sonda), cuja posição desta ponta de sacrifício em relação ao corpo de prova determina a configuração do ensaio. Se o corpo de prova fixado num suporte imerso no líquido se mantém a uma distância específica² do sonotrodo, a configuração é considerada indireta, agora, se o corpo de prova é rosqueado na ponta do sonotrodo, constituindo a própria ponta, a configuração é direta.

FIGURA 5 – REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DO DISPOSITIVO VIBRATÓRIO ULTRASSÔNICO COM CONFIGURAÇÃO DIRETA E DETALHE DA POSIÇÃO DA AMOSTRA NO TESTE NA CONFIGURAÇÃO INDIRETA.



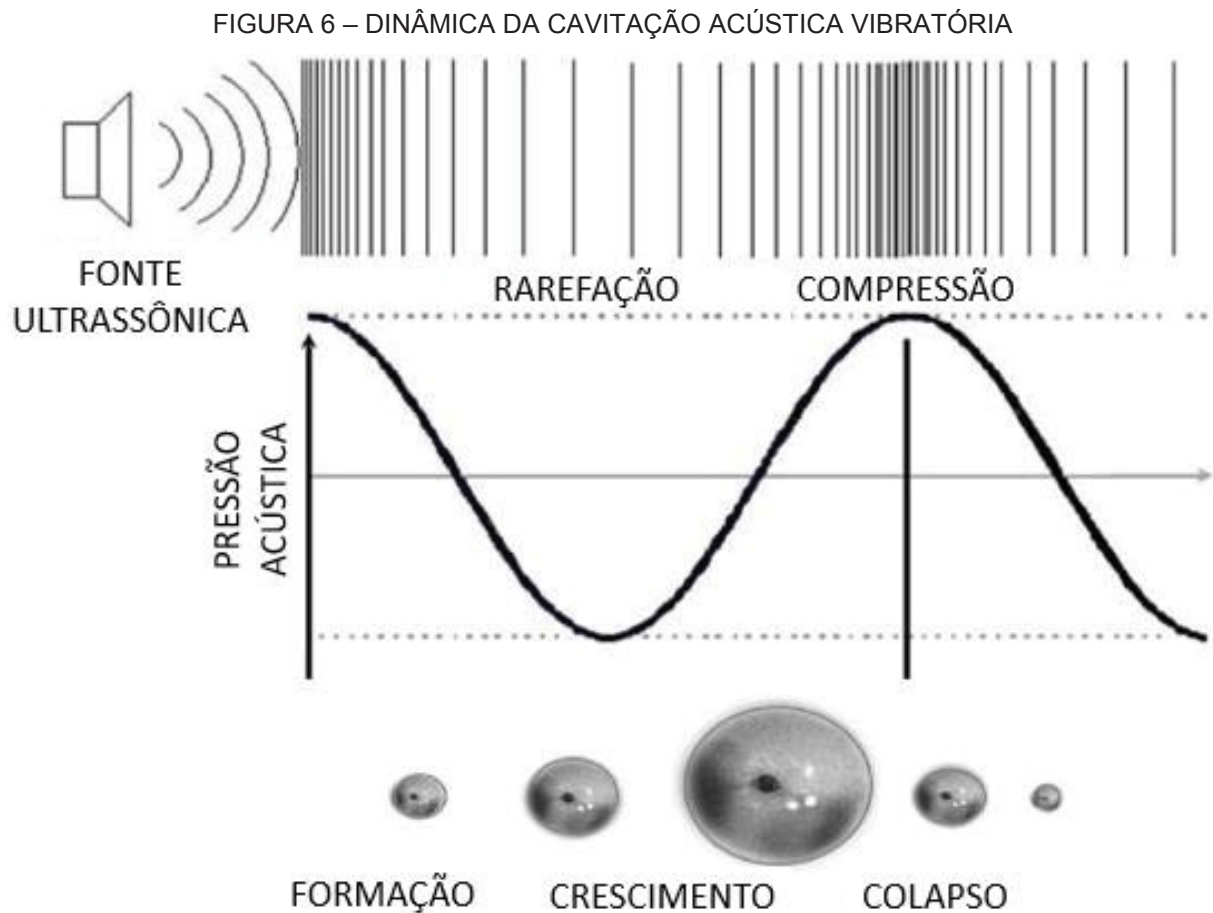
FONTE: Adaptado de BOCCANERA, BARRA e BUSCHINELLI (1999).

A cavitação nesse aparato ocorre porque a vibração do sonotrodo gera uma variação de pressão negativa no líquido (rarefação), de modo a promover o aparecimento e crescimento de bolhas de vapor e uma variação de pressão positiva (compressão) que causa o colapso dessas bolhas, como exemplificado no esquema da FIGURA 6. Este colapso das bolhas gera tensões que incidem sobre a superfície do corpo de prova que se encontra imerso no líquido e, desta forma, com o passar do

¹ Água destilada ou deionizada mantida a $25\text{ °C} \pm 2\text{ °C}$ (ASTM G32-10)

² Distância de 500 µm (ASTM G32-10)

tempo, ocorre a erosão por cavitação nessa superfície. Uma forma de interpretar e avaliar os resultados deste ensaio é construir curvas de perda de massa acumulada por tempo de exposição, similar àquela apresentada na FIGURA 4, com o auxílio de uma balança de precisão.



FONTE: Adaptado de MEROUANI e HAMDAOUI (2017).

2.1.4 Correlação entre propriedades mecânicas dos materiais e resistência à erosão por cavitação

Muitos estudos científicos tentam correlacionar a resistência à erosão por cavitação com as propriedades mecânicas dos materiais. Dentre essas propriedades, tem-se a dureza, que pode ser definida como uma medida da resistência de um material a uma deformação plástica localizada, como um risco ou uma pequena indentação (REVANKAR, 2000).

Foram desenvolvidas, ao longo dos anos, técnicas para quantificar a dureza, nas quais um pequeno indetador é forçado contra a superfície de um material a ser

testado, sob condições controladas de carga e de taxa de aplicação. As medidas obtidas são relatadas em escalas relativas, mas, mesmo assim, é frequentemente utilizado esse ensaio, por razões de simplicidade e custo, além de que outras propriedades dos materiais mais complicadas de se obter diretamente, podem ser estimadas, como por exemplo, a resistência à erosão por cavitação (CALLISTER; RETHWISCH, 2016).

Historicamente, a dureza sempre tem sido relatada como bom indicador de resistência à erosão por cavitação, com correlação direta entre essas duas propriedades. Porém, essa correlação, nas primeiras observações científicas, só se mostrou confiável quando os resultados de materiais semelhantes entre si foram comparados (KARIMI; MARTIN, 1986, RAO; KUNG, 1987; REBELLO; HUHNE,³ 1991 apud BOCCANERA et al., 1998).

Para exemplificar, Boccanera et al. (1998) compararam dois revestimentos de um mesmo aço inoxidável austenítico (AWS 309L-16), na condição como soldado, porém em processos de soldagem diferentes, conseguindo identificar uma correlação entre o aumento da resistência à erosão por cavitação com o aumento de dureza.

Da mesma forma, Soares et al.⁴ (1994 apud PROCOPIAK, 1997) avaliaram a eficácia da aplicação de shot peening em um aço inoxidável austenítico para aumento localizado da dureza e de tensões superficiais de compressão. Com isso, os autores conseguiram um incremento na resistência à erosão por cavitação.

Rao e Kung (1987) não identificaram correlação matemática direta entre dureza e a resistência ao dano cavitacional em seus estudos com mais de 30 materiais diferentes (ligas de aços inoxidável, ligas de níquel e ligas de cobalto), mas conseguiram identificar a existência de uma tendência no aumento da resistência à erosão por cavitação com o aumento da dureza.

Houve algumas tentativas de correlacionar outras propriedades mecânicas com a resistência à erosão por cavitação como a energia de deformação⁵ (regime elasto-plástico) e a resiliência (regime elástico). Segundo Marques e Trevisan (1998),

³ REBELLO, J. M.; HÜHNE, H. Resistência à cavitação de recobrimentos soldados. **Soldagem & Materiais**, Abr./Jun. 1991.

⁴ SOARES et al. Avaliação da eficácia do shot peening e de revestimentos não soldados contra a erosão por cavitação em turbinas hidráulicas. **VIII EBRATS**, São Paulo, out. 1994.

⁵ Também pode ser chamada de tenacidade (em condições estáticas) (CALLISTER; RETHWISCH, 2016)

a energia de deformação, definida matematicamente como a área abaixo da curva tensão-deformação de engenharia até o ponto de fratura, é mais aplicada à materiais dúcteis. Por sua vez, a resiliência, definida matematicamente como também a área abaixo do curva tensão-deformação de engenharia, porém até o escoamento, já é mais aplicada à materiais frágeis.

He e Hammitt (1982) encontrou correlações matemáticas entre essas propriedades (energia de deformação ou a resiliência) com a dureza, e conseqüentemente, com a resistência ao desgaste por cavitação, mostrando-se bons indicadores. Essas correlações não se mostraram universais, pois na prática, limitou-se a grupos de materiais semelhantes entre si, assim como a correlação entre dureza e resistência à erosão por cavitação.

Rao e Kung (1987), utilizando essa relação de He e Hammitt (1982) entre energia de deformação e resistência à erosão por cavitação, em seus estudos com aços inoxidáveis, ligas de níquel e de cobalto, encontraram uma tendência de aumento da resistência à erosão por cavitação com o aumento da energia de deformação (tenacidade), porém, sem nenhuma correlação matemática direta.

Hattori e Ishikura (2010), por sua vez, encontraram uma correlação matemática direta (com coeficiente de correlação de 98 %) entre a resistência à erosão por cavitação e a dureza da amostra após o teste de erosão⁶, comparando apenas os resultados de aços inoxidáveis ferríticos, austeníticos, duplex e martensíticos. Segundo esses autores, a resistência à erosão por cavitação de um material se correlacionou melhor com a dureza do que com outras propriedades mecânicas, como aquelas determinadas por ensaio de tração⁷.

Nas correlações acima mencionadas, foram utilizadas propriedades mecânicas determinadas em taxas de deformação lenta (quase-estáticas), mas a erosão por cavitação produz efeitos de altas taxas de deformação⁸, portanto, os mecanismos de fratura dinâmica (sob carregamento dinâmico de impacto) devem ser

⁶ Devido à dificuldade de medir a dureza Vickers depois dos testes de erosão por cavitação, a formulação de Hattori e Ishikura (2010), por sua vez, usa a dureza da amostra antes dos testes e é corrigida com um fator de correção, que para os aços inoxidáveis austeníticos varia entre 1,4 e 1,7

⁷ Por exemplo, tensão de escoamento, tensão de ruptura, módulo de Young, entre outras propriedades...

⁸ Taxa de deformação é definida como a variação da deformação (ϵ) no tempo (t) e é calculada pela seguinte expressão: $\dot{\epsilon} = d\epsilon/dt$

incluídos nas avaliações (RAO; KUNG; 1987, RICHMAN; MCNAUGHTON, 1990, HATTORI; NAKAO, 2002).

A partir desta discussão, Hattori e Nakao (2002) explicaram que a fratura por impacto é o fator predominante para a erosão no estágio de incubação. Já nos estágios seguintes, os estágios de aceleração e de taxa de erosão máxima, a fratura por fadiga ocorre além da fratura por impacto.

Hattori e Nakao (2002) ainda explicaram que o estágio de taxa de máxima apresenta uma porcentagem de fratura por fadiga variando entre 70 a 80 %, independentemente o tipo de material. Além disso, os autores encontraram uma boa correlação inversa entre a taxa de perda de volume de material e a dureza do material, com um coeficiente de correlação de 99 %, no estágio de taxa de erosão máxima. Isso mostrou, segundo os autores, a interdependência entre os mecanismos de fadiga e a dureza no fenômeno de erosão por cavitação.

2.1.5 Correlação entre microestrutura e resistência à erosão por cavitação

Assim como as propriedades mecânicas, a microestrutura do material também está relacionada com a resistência à erosão por cavitação. Os estudos de Ribeiro et al. (2010) avaliaram essa influência, analisando uma liga de aço inoxidável austenítica CrMnSiN soldada pelo processo PTA. Eles apresentaram, em sua revisão bibliográfica, três fatores que combinados podem proporcionar maior período de incubação, menor taxa de erosão e que podem ser previstos pela composição química do material, utilizando formulações adequadas:

- a) Microestrutura austenítica γ (Cúbico de Face Centrada - CFC): para que seja possível a transformação de fase, ou seja, que a energia absorvida durante a cavitação promova a formação de martensita α' (Cúbico de Corpo Centrado - CCC) e/ou martensita ϵ (Hexagonal Compacta - HC);
- b) Baixa energia de falha de empilhamento (EFE⁹): responsável pelo modo de deslizamento planar, com conseqüente refinamento microestrutural e elevado encruamento (maclas finas) quando submetido à cavitação;

⁹ EFE é a energia associada à falha de empilhamento determinada por um par de discordâncias dissociadas em parciais. a) alta energia: discordâncias parciais mais próximas, discordâncias têm alta mobilidade b) baixa energia: discordâncias parciais mais afastadas; discordâncias com menor mobilidade (PADILHA, 1997)

c) Metaestabilidade da fase austenítica: do nível da temperatura M_d (temperatura abaixo da qual há formação de martensita por deformação plástica)¹⁰ e M_s (temperatura de início da transformação martensítica no resfriamento) que descrevem a estabilidade da austenita dependerá o tempo de incubação para a transformação de fase para um mesmo nível de energia de deformação aplicada.

Quanto menor for a temperatura M_d , contanto que ainda seja possível a transformação de fase, mais estável será a microestrutura. Sendo assim, maior será o tempo necessário para a transformação de fase, maior será o período de incubação, portanto maior será a resistência à erosão por cavitação (RIBEIRO, 2007).

Neste contexto, a transformação de fase induzida por deformação é considerada o comportamento fundamental dos materiais para otimizar a resistência à erosão por cavitação, uma vez que longos tempos para a transformação resultam em maior tempo de incubação (RIBEIRO et al., 2010; ZHU; WANG, 2004; PROCOPIAK, 1997). Procopiak (1997) ainda ressalta que uma estrutura inicial homogênea, monofásica austenítica e com pequeno tamanho de grão resultam em maior resistência à erosão por cavitação.

Zylla e Hougardy¹¹ (1994, apud WILL, 2008) explicam que, para um aço, uma distribuição homogênea da microestrutura permite uma EFE uniforme por todo material, e se a EFE for baixa, influencia no movimento e na formação das discordâncias durante a deformação, o que aumenta a resistência do material. Já em relação ao tamanho de grão, os autores explicam que quanto menor o tamanho dos grãos, maior a força necessária ao desprendimento das partículas superficiais.

Agora, em um material polifásico, as estruturas cristalinas se comportam de forma diferente, quando submetido à erosão por cavitação. Por exemplo, no caso de materiais com precipitados pequenos, estes são removidos inicialmente (PROCOPIAK, 1997; HEATHCOCK; PROTHEROE; BALL, 1982). Em aços inoxidáveis, com fase austenita e ferrita, a erosão inicia-se na fase ferrítica e a taxa

¹⁰ Também se utiliza a notação M_{d30} e é um parâmetro utilizado para verificar a estabilidade do aço austenítico, temperatura na qual 50 % de martensita é produzida sob a ação de uma deformação verdadeira de 0,30 (ANGEL, 1954)

¹¹ ZYLLA, I-M; HOUGARDY, H. P. Cavitation behavior of a metastable Cr-Mn-austenite. **Steel Research** 65, n. 4, p.132-137, 1994.

de erosão nesta fase é maior, pois sua estrutura CCC não resiste à elevada deformação (WILL, 2008; RIBEIRO et al., 2010; SANTA et al., 2011).

A presença de carbonetos nos contornos de grão modifica as condições ao encruamento, diminuindo o tempo necessário para o destacamento do material durante a cavitação, por causa da diferença de rigidez com a matriz (BOCCANERA; BARRA; BUSCHINELLI, 1999; CUPPARI, SOUZA; SINATORA, 2005). Por outro lado, se os carbonetos forem partículas finas homoganeamente distribuídas na matriz, há melhora na resistência à erosão por cavitação (CUPPARI et al., 1999; CUPPARI, SOUZA; SINATORA, 2005).

2.1.6 Correlação entre acabamento superficial, porosidade, diluição e substrato sobre a resistência à erosão por cavitação

Além da microestrutura e propriedades mecânicas, o resultado de procedimentos de recuperação (soldagem e usinagem) utilizados nos equipamentos danificados pela cavitação em campo, normalmente, gera imperfeições superficiais na forma do acabamento superficial e da presença de poros e/ou inclusões, podendo ainda ocorrer modificações na composição química oriunda da diluição¹² imposta pelo processo de soldagem, que influenciam na resistência à erosão por cavitação (BOCCANERA et al., 1998).

A influência do acabamento superficial na resistência à erosão por cavitação foi estudada por Ahmed et al. (1991) e Boccanera et al. (1998), em aços inoxidáveis e ambos constataram que a presença de riscos, resultantes do processo de preparação das amostras, atuam como sítios de nucleação de trincas, pois agem como concentradores de tensões, dando origem à propagação de fissuras e influenciando inversamente na resistência à erosão por cavitação.

Procopiak et al. (2000) constatou que a técnica de acabamento superficial também influencia na resistência à erosão por cavitação, em que as superfícies refundidas por TIG (sigla em inglês de Tungsten Inert Gas) mostraram melhor desempenho quando comparada a uma superfície soldada e esmerilhada idêntica.

¹² Diluição é a quantidade percentual de metal de base (substrato) que entra na composição do metal de solda, na soldagem por fusão, podendo variar desde valores muito baixos 5 % até 100 % na soldagem autógena (sem metal de adição) (ZEEMANN, 2003)

Isso porque houve o refinamento da microestrutura na superfície refundida que, segundo os autores, diminui a extensão da falha por empilhamento, prolongando o período de incubação, já que os contornos de grão, na liga austenítica estudada por eles, serviram como barreira à propagação da transformação de fase, atrasando-a.

Sabe-se que a erosão por cavitação altera a superfície, modificando o acabamento superficial do material e para Ahmed et al. (1991), os distintos estágios que compoem o processo erosivo podem ser diferenciados por meio da rugosidade, desta forma, definindo cada período pela mudança abrupta no aspecto da superfície.

Em relação à porosidade, os estudos de Boccanera et al. (1998) verificaram que a presença de poros intensifica os efeitos da erosão por cavitação, agravando com o aumento da densidade de poros e com seu tamanho, pois ocorre a diminuição ou até extinção do período de incubação, atingindo altas taxas de erosão iniciais, tendendo a estabilizar-se neste patamar. Os autores explicam que esta estabilização da taxa de erosão é devida a uma elevada rugosidade atingida, e, deste modo, ocorrendo um efeito de amortecimento dos impactos provocados pelos microjatos e as ondas de choque.

Outro efeito inerente ao processo de deposição de solda é a diluição, que influencia na resistência à erosão por cavitação, pois segundo Lima, Camargo e Marques (1998), processos onde há fusão do substrato certamente se altera a microestrutura da camada superficial, dependendo do par específico revestimento-substrato.

Uma técnica para diminuir esse efeito da diluição sobre a resistência à erosão por cavitação é a aplicação de várias camadas de deposição de solda. Nesse sentido, no preparo de uma solda resistente à erosão por cavitação de um aço inoxidável austenítico CrMnSiN sobre um substrato de aço carbono ABNT 1020, Ribeiro et al. (2010) realizaram 3 camadas (passes) de deposição por meio do processo PTA (Plasma a Arco Transferido). Os autores obtiveram um grau de diluição considerado baixo (6 %) somente a partir da terceira camada de deposição. Ou seja, diminuíram a influência do substrato (metal de base) na resistência à erosão por cavitação somente na camada mais externa da solda.

Considerando o mesmo par revestimento-substrato, a diluição encontrada nos revestimentos soldados pode apresentar níveis diferentes pelo tipo de processo de soldagem, pelo grau de automação e das técnicas de deposição. Desta forma, Boccanera, Barra e Buschinelli (1999), compararam revestimentos soldados com

GMAW (sigla em inglês de *Gas Metal Arc Welding*)¹³ e SMAW (sigla em inglês de *Shielded Metal Arc Welding*)¹⁴, onde a solda pelo processo GMAW obteve menor nível de diluição. Além disso, como o revestimento tinha três camadas, nelas foram obtidas medidas de rugosidade (Ry ¹⁵) durante o período de incubação (15 h) em teste de cavitação, onde nas 2ª e 3ª camadas revestidas com GMAW foram comparáveis. Já para SMAW, a partir das 10 h, ocorreu uma diferença no comportamento entre essas camadas, mostrando que diferentes processos de soldagem, em função da diluição, exercem importante papel na resistência à cavitação.

2.1.7 Efeito sinérgico entre cavitação e corrosão

Em ambientes quimicamente agressivos, o desgaste do material exposto à cavitação pode ser mais acelerado, isso devido ao efeito sinérgico positivo, nesse caso, entre a cavitação e corrosão. A erosão causada pelo colapso das bolhas atua de forma a remover mecanicamente a camada protetora do material, seja um revestimento orgânico, um filme passivo ou produtos de corrosão, criando sítios reativos. No caso de metais com filme passivo, aços inoxidáveis por exemplo, vale ressaltar que a erosão por cavitação pode causar um efeito inibidor, dependendo da taxa de repassivação, integridade do filme, aderência e resistência do filme. Nas crateras formadas, pode-se ocorrer acidificação local, semelhante à corrosão por pites, que pode comprometer o material pela corrosão (TAN; WHARTON; WOOD,¹⁶ 2005 apud RYL et al., 2016).

Por exemplo, Lo et al. (2017) estudaram o comportamento de um aço inoxidável austenítico em teste de erosão por cavitação (conforme norma ASTM G32), utilizando água destilada ou solução 3,5 % de cloreto de sódio (NaCl). Considerando amostras obtidas sob a mesma condição¹⁷, as superfícies testadas apresentaram

¹³ Também conhecida como soldagem MIG/MAG, sendo MIG - Metal Inert Gas e MAG – Metal Active Gas)

¹⁴ Também conhecida como soldagem por Eletrodo Revestido

¹⁵ Ry – altura máxima das irregularidades

¹⁶ Tan K. S.; Wharton J. A.; Wood R. J. K. Solid particle erosion-corrosion behaviour of a novel HVOF nickel aluminium bronze coating for marine applications-correlation between mass loss and electrochemical measurements. **Wear**, v. 258, p. 629-640, 2005.

¹⁷ Tratadas termicamente a 1000°C ou 1300°C por 1h e depois rapidamente temperadas em água (LO et al., 2017).

maiores taxas de perda de massa no meio com solução salina, esta que é mais quimicamente agressiva.

2.2 CAVITAÇÃO EM ROTORES DE TURBINAS HIDRÁULICAS

Turbinas hidráulicas são máquinas que aproveitam da energia hidráulica disponível no fluxo de água, transformando-a em energia mecânica (torque e velocidade de rotação). Neste tipo de equipamento, o fluxo de água, ao passar pelas pás dos rotores, origina gradientes de pressão, que como já foi brevemente citado no item 2.1, são responsáveis pela ocorrência do fenômeno da cavitação (VAZ, 2004).

Como consequência desse fenômeno tem-se a redução do desempenho da máquina, devido à diferença de volume específico entre o vapor e o líquido; a turbulência do fluxo e as vibrações excessivas, com geração de ruídos e a erosão da superfície dos materiais (SANTOS, 2013).

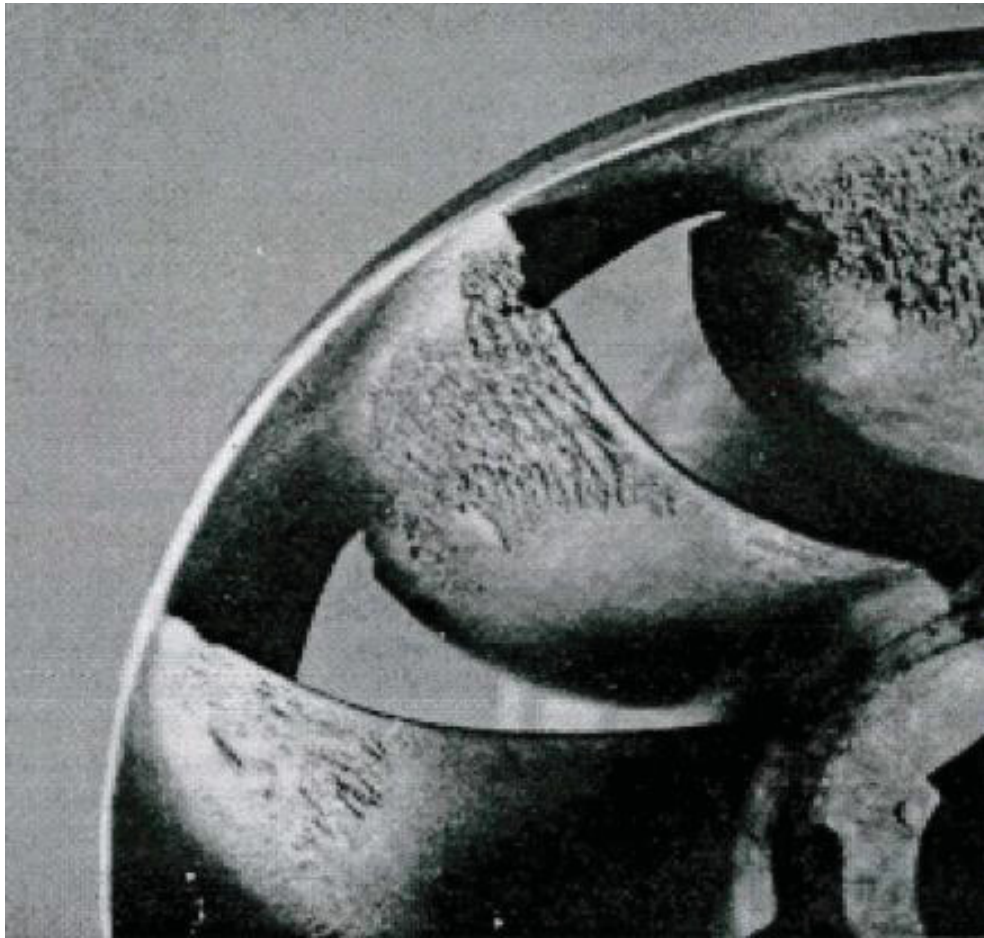
Uma das piores consequências citadas acima é o dano causado pela erosão por cavitação em componentes de turbinas hidráulicas. Para exemplificar, na FIGURA 7, tem-se uma tomada fotográfica de um rotor de turbina, tipo Francis, onde se mostra as superfícies que são preferencialmente danificadas pela erosão por cavitação, que são as extremidades das pás (PROCOPIAK, 1997). Isso acontece porque nessas regiões da turbina, em operação, normalmente se atinge altas velocidades, provocando uma redução da pressão local, geralmente abaixo da pressão de vapor do líquido, o que promove a cavitação (ÇENGEL; CIMBALA, 2015).

A erosão por cavitação modifica o perfil hidráulico das pás dos rotores das turbinas, causando altos custos de reparo, como aplicação de solda (mais detalhes no item 2.2.2) ou até mesmo substituição das pás, a perda de energia gerada ocasionada pela indisponibilidade das máquinas, a redução da vida útil¹⁸ dos equipamentos afetados e a limitação da flexibilidade operacional do sistema¹⁹ (HORTA et al., 1999; MUSARDO, 2006; SANTOS, 2013).

¹⁸ Um rotor de turbina hidráulica é projetado para vida infinita à fadiga, mas o reparo, realizado frequentemente por processo de soldagem por arco elétrico, pode inserir danos que reduzem a vida à fadiga. (FILIPPIN, LIRA; 2001)

¹⁹ Normalmente, para se ter flexibilidade operacional, uma usina de geração de energia por turbina hidráulica é composta por mais de uma turbina.

FIGURA 7 – EROÇÃO CAUSADA POR CAVITAÇÃO EM ROTOR DE TURBINA



FONTE: PROCOPIAK (1997).

Como o fenômeno da erosão por cavitação é complexo, pois envolve tanto fatores hidrodinâmicos de fluxo, quanto o comportamento dos materiais, então é necessário avaliar os materiais e as técnicas utilizadas na confecção e reparo dos componentes de uma turbina hidráulica encontrados em campo.

2.2.1 Construção das turbinas hidráulicas

O processo de fabricação de rotores de turbinas hidráulicas é composto normalmente por duas etapas primordiais: fundição e soldagem. Em termos de materiais, existem duas configurações típicas: aço-carbono-manganês (C-Mn) fundido contendo em torno de 0,2 % de carbono, sendo o mais comum o de especificação ASTM A 27, revestido por soldagem com aço inoxidável; e aço inoxidável martensítico macio (AIMM) fundido do tipo CA-6NM, contendo 11 a 13 % de cromo e 1 a 6 % de

níquel, alternativa mais usada atualmente pelos fabricantes (AKTHAR, 1986; VAZ, 2004).

Essa preferência dos fabricantes pelo AIMM se dá, dentre outros fatores, devido à melhor soldabilidade, maior facilidade de fundição, tenacidade ao impacto cerca de duas vezes maior, maior resistência à erosão por cavitação, à abrasão e à corrosão do que os aços inoxidáveis martensíticos convencionais (AKTHAR, 1986; VAZ, 2004).

Além disso, o limite de escoamento ultrapassa em torno de duas vezes quando compara-se o limite de escoamento do aço do tipo C-Mn, ASTM A 27, possibilitando, desta forma, a redução dimensional com conseqüente diminuição de peso e melhoria da eficiência do equipamento, apresentando, desta maneira, a melhor relação custo-benefício (AKTHAR, 1986; VAZ, 2004).

Outro grande benefício, em relação ao uso do AIMM, é a possibilidade de eliminação da etapa de revestimento dos componentes por soldagem com aços inoxidáveis austeníticos, etapa que aumenta consideravelmente os custos de construção, além de dificultar o controle do perfil hidrodinâmico, de fundamental importância na vida útil do equipamento (VAZ, 2004).

2.2.2 Reparo das turbinas hidráulicas

Os rotores são submetidos à reparação quando surgem sinais de erosão por cavitação e trincas de fadiga (CARDOSO et al.,²⁰ 2003 apud SANTOS, 2018), e podem ainda ser reparados, eventualmente, devido a imperfeições decorrentes da fabricação por fundição (THALBERG et al., 2002). O dano causado pela erosão por cavitação é a causa mais frequente das paradas de manutenção programadas e raramente paradas emergenciais (ARDNT et al., 1989).

A soldagem e, mais recentemente, o recobrimento por aspersão térmica são as técnicas que visam a recuperação das partes danificadas pelo efeito da cavitação (VAZ, 2004; MUSARDO, 2006). Nessa recuperação, vários processos de soldagem a arco elétrico podem ser usados, sendo os mais comuns, os processos de reparo com

²⁰ CARDOSO, R.L. et al. Avaliação da influência de gases de proteção contendo diferentes teores de CO₂ nas características dos revestimentos soldados visando o reparo de turbinas erodidas por cavitação. **Soldagem & Inspeção**, v. 8, n. 2, p. 68-74, 2003.

eletrodo revestido (SMAW), ou os mais empregados atualmente, a soldagem convencional ou pulsada com arames sólidos e tubulares com fluxo metálico (GMAW) e não metálico (FCAW – sigla em inglês de *Flux Cored Arc Welding*). (THALBERG et al., 2002; SAUBERLIM et al.,²¹ 1995 apud VAZ, 2004). Thalberg et al. (2002) ponderam que na seleção do melhor processo para reparo, fatores como custo da mão-de-obra, equipamentos, consumíveis, posição de soldagem e acessibilidade devem ser levados em conta.

Todo processo de soldagem a arco elétrico deixa tensões residuais na região da ZTA (Zona termicamente afetada) e essas tensões somadas às tensões de trabalho²², podem levar regiões da estrutura da turbina à falha. Essas tensões residuais presentes devem ser reduzidas ou eliminadas através dos processos de alívio de tensões aplicáveis a um rotor de turbina, por meio do processo térmico localizado ou mecânico por vibração (FILIPPIN; LIRA, 2001, ALMEIDA, 2015).

O tratamento térmico localizado de alívio de tensões prevê o aquecimento da região a ser aliviada até uma temperatura definida²³, em função das composições do material de base do rotor e do material de adição empregado no reparo por soldagem. Esse aquecimento é realizado por um período suficiente²⁴ para que ocorra um arranjo da região para uma nova condição de equilíbrio, isento de tensões, ou no mínimo, com menor intensidade de tensões residuais (FILIPPIN; LIRA, 2001).

O método de alívio de tensões por vibração²⁵ prevê a excitação da região a ser aliviada de maneira que esta região vibre de forma controlada com frequência próxima a um harmônico da frequência natural. Esse processo promove a dissipação de energia na forma de energia de deformação, provocando uma redistribuição das tensões internas até o equilíbrio. O método pode ser menos eficiente quando as estruturas são muito complexas, de modo que os harmônicos da frequência natural fiquem muito próximos (FILIPPIN; LIRA, 2001, ALMEIDA, 2015).

Os consumíveis mais utilizados no reparo das partes danificadas das turbinas hidráulicas feitas de aço C-Mn, são de aço inoxidável austenítico do tipo 308 ou 309,

²¹ SAUBERLIM, J. et al. EOS in Laussane, Switzerland reports good results with Filarc PZ6166 metal-cored wire in rebuild Pelton Wheels. **Svetsaren**, v.50, n.2, p-5-8, 1995.

²² Ou tensões operacionais (que incluem as tensões provenientes da cavitação)

²³ Temperatura que não ocorra nenhuma mudança de fase, ou seja, temperatura inferior à temperatura crítica de transformação do material.

²⁴ Também denominado tempo de patamar ou de encharque.

²⁵ Também conhecido pela sigla em inglês VSR (Vibratory Stress Relief)

principalmente devido à maior resistência à erosão por cavitação e à corrosão (VAZ, 2004).

Embora a liga 308 resista melhor à erosão por cavitação, a liga 309 é preferível, em função da solda dissimilar resultante. Pois, considerando uma diluição teórica do metal depositado na ordem de 50 % na primeira camada sobre o metal base (aço martensítico), tem-se uma microestrutura final do metal de solda constituída com mais austenita, no caso da liga 309, que é menos susceptível à fissuração por hidrogênio, em comparação à liga 308 (VAZ, 2004).

Nos componentes da turbina construídos de AIMM, além do uso dos aços inoxidáveis austeníticos tipo 309 ou 308 como consumíveis no reparo por soldagem, e tem-se como alternativa, o uso de ligas com composição química similar ao metal de base, por exemplo E410 NiMo. Porém existem dificuldades no reparo destes componentes utilizando materiais de composição similar, pois em algumas aplicações, existe a necessidade de realizar tratamento térmico após soldagem, que nem sempre é de fácil aplicação, com o objetivo de reaver a estrutura e reduzir tensões residuais que podem facilitar a propagação de trincas e resultar na falha do componente, associadas principalmente a um estrutura martensítica e hidrogênio em solução (VAZ, 2004).

Alternativamente, ligas inoxidáveis ao cobalto (ligas Ireca²⁶ e suas variantes comerciais como Cavitec e Hidroloy) foram desenvolvidas especialmente para terem maior resistência à erosão por cavitação do que os consumíveis supracitados, porém, sua utilização no Brasil, com aplicação normalmente de uma camada intermediária²⁷ de aço inoxidável austenítico tipo 309, é limitada a regiões mais sujeitas ao dano cavitacional, devido ao seu alto custo. Ligas à base de cobalto (Stellites) têm excelente resistência à cavitação, mas além do custo impeditivo, apresentam susceptibilidade a trincas, incrementada a dificuldade de esmerilhamento²⁸ no acabamento superficial (HART; WHALE, 1996; BARRA, 1998; VAZ, 2004).

²⁶ Ireca = improved resistance cavitation

²⁷ Na literatura, encontram-se os termos camada de amantecimento ou “almofada”.

²⁸ O esmerilhamento é sempre necessário, mesmo que de forma singela, para eliminar irregularidades na superfície que se constituem em concentradores de tensões na cavitação (PROCOPIAK et al., 2003)

2.3 AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS

Os aços inoxidáveis austeníticos são ligas à base de Fe-Cr-Ni, que podem receber adições de outros elementos com a finalidade de modificar propriedades e microestrutura. A austenita (γ) é a microestrutura predominante de reticulado CFC, não ferromagnética e estável a temperatura ambiente, obtida pela adição de grandes quantidades de elementos que promovem a sua formação (elementos gamagêneos ou austenitizantes), como o mais notável exemplo, o níquel, com adições geralmente acima de 8 % em peso (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

Essa classe de aço inoxidável destaca-se em comparação aos aços inoxidáveis em geral, por ser a mais utilizada na indústria, devido ao fato de aliar boa ductilidade, boa resistência mecânica, capacidade de conformação mecânica, boa soldabilidade, grande resistência à oxidação e corrosão. Além disso, podem ser endurecidos significativamente por trabalho a frio (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

Os aços inoxidáveis austeníticos são designados pelo AISI (*American Iron and Steel Institute*) nas séries 200 e 300, onde na série 200 o níquel é parcialmente substituído por adições de manganês, carbono e nitrogênio, que são também elementos gamagêneos, contudo, a série 300 é a mais comumente utilizada, sendo que a maioria das ligas desta série são baseadas no sistema 18Cr-8Ni (18 % de cromo e 8 % de níquel), sendo o tipo 304 o mais comumente utilizado dessa série (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

Devido às influências dos elementos de liga, os aços inoxidáveis austeníticos nem sempre possuem matriz completamente austenítica, apresentando frações de ferrita delta (δ) na microestrutura, de estrutura CCC, tanto em peças obtidas por fundição como em peças soldadas. Sendo que as concentrações desta fase variam de acordo com a velocidade de solidificação e a quantidade de elementos que a estabilizam, os elementos ferritizantes ou alfa-gêneos (ALTIERI, 2016).

Durante a soldagem, pode ocorrer a segregação de elementos, tais como P e S (impurezas), podendo ocorrer a formação de compostos de baixo ponto de fusão no metal de solda que, em conjunto com as tensões de contração, leva à trinca de solidificação ou a trinca a quente (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

Vale ressaltar que a fração de ferrita δ na solda deve ser controlada, pois em quantidades superiores a 10 % tende a reduzir a ductilidade do material e a resistência à corrosão e quando inferior a 5 % tende a aumentar o risco de ocorrer trincas de

solidificação²⁹ (KOU, 2003). Sua presença aumenta a resistência a tração (DELONG, 1974), além de melhorar a resistência à corrosão sob tensão (PICKERING,³⁰ 1976 apud PESSANHA, 2011; ALTIERI, 2016).

A microestrutura dos aços inoxidáveis austeníticos pode ser estimada pelo diagrama de Schaeffler, mostrado na FIGURA 8. Tal diagrama foi desenvolvido para relacionar à formação das principais fases (austenita (A), ferrita (F), martensita (M)) em aços inoxidáveis após a soldagem (rápida velocidade de solidificação) com a composição química, através do conceito de Cr_{eq} (cromo equivalente) e Ni_{eq} (níquel equivalente) que agrupa os elementos ferritizantes (Cr, Mo, Si e Nb) e os austenitizantes (Ni, C e Mn), respectivamente (SCHAEFFLER,³¹ 1949 apud LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

Apesar de existir outros diagramas mais aperfeiçoados, o diagrama de Schaeffler é o mais comumente utilizado, porém deve ser lido com cautela, pois não leva em consideração a taxa de resfriamento e nem especifica temperaturas, além de não contabilizar a influência de outros elementos na microestrutura (KOU, 2003; LÓPEZ OCHOA, 2007; LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

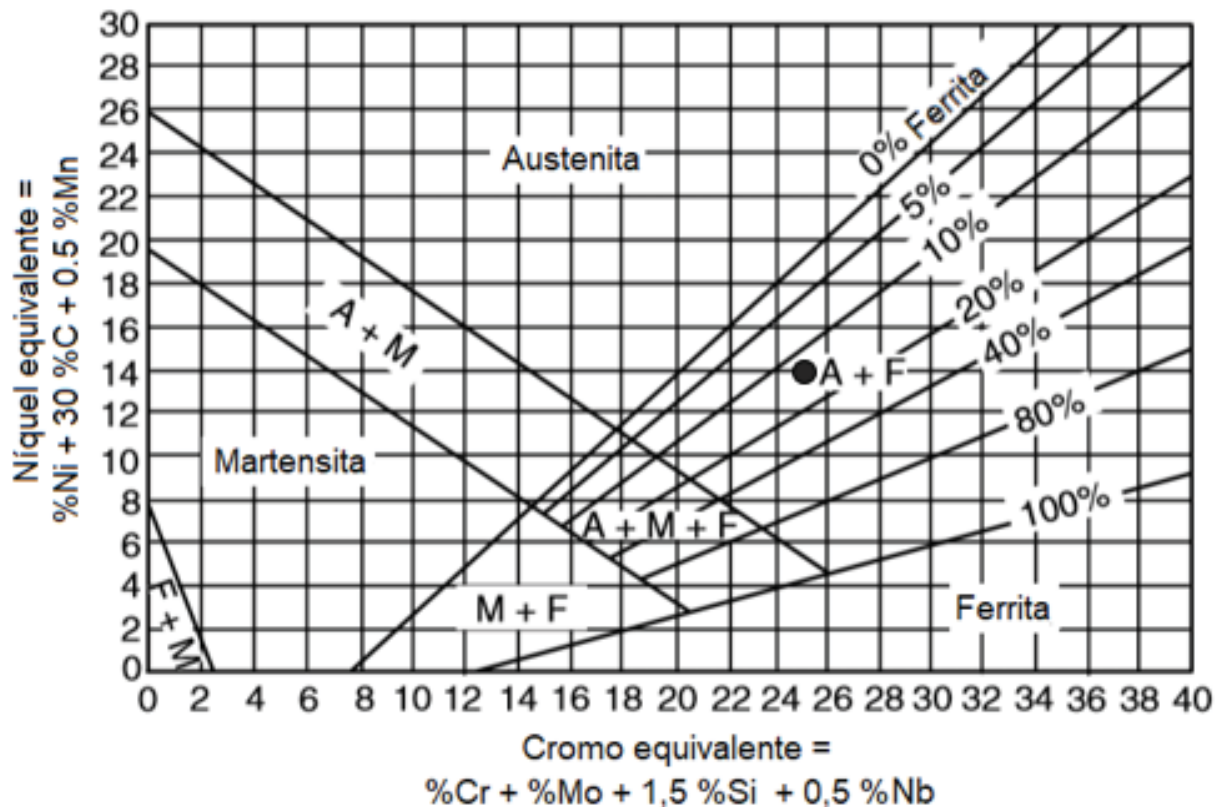
Para fins de exemplo, o aço inoxidável austenítico utilizado neste trabalho como metal de solda, o AWS ER 309L, tem sua composição química em porcentagem massa e o cálculo para determinar o Cr_{eq} e Ni_{eq} mostrados na TABELA 1. Além disso, está destacada sua posição no diagrama de Schaeffler na FIGURA 8, mostrando assim, uma microestrutura mista resultante após soldagem de austenita mais ferrita delta.

²⁹ A trinca de solidificação ou trinca à quente ocorre durante a soldagem, se houver segregação de elementos, tais como P e S (impurezas), formando compostos de baixo ponto de fusão no metal de solda que, em conjunto com as tensões de contração (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

³⁰ PICKERING, F.B. Physical metallurgy of stainless steel developments. **International Metals Reviews**, v. 211, p. 227-268, 1976.

³¹ SCHAEFFLER, A. L. Constitution diagram for stainless steel weld metal. **Metal Progress**, v.56, n. 11, p. 680-680B, 1949.

FIGURA 8 – DIAGRAMA DE SCHAEFFLER



FONTE: Adaptado de KOU (2003).

LEGENDA: ● - AWS ER 309L.

TABELA 1 – COMPOSIÇÃO QUÍMICA E CROMO E NÍQUEL EQUIVALENTE MÉDIO DO AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO 309L

Referência	Tipo	Composição (% peso) ¹								
		C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	Fe
AWS A.5.9 (2006)	309L	0,03	1,0	0,03	0,03	0,30	23,0	12,0	0,75	Restante
		Cromo equivalente		$Cr_{eq} = 25\%$		(usando formulação de Schaeffler)				
		Níquel equivalente		$Ni_{eq} = 14\%$						

¹ Quando não definida uma faixa de valores, o valor representa a máxima quantidade do elemento

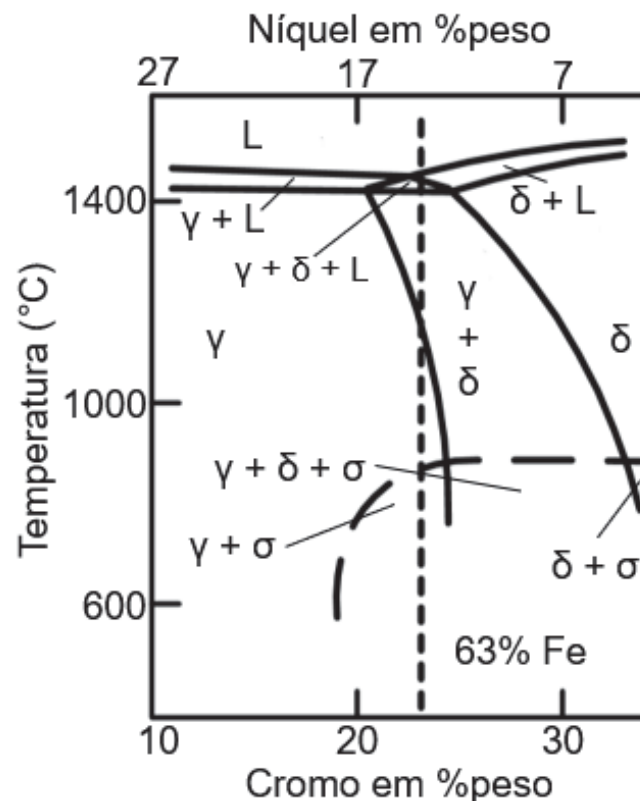
FONTE: Adaptado de LIPPOLD e KOTECKI (2005).

Esta microestrutura austenítica com frações de ferrita na solda do aço inoxidável 309L, pode ser entendida através do diagrama pseudobinário de fases Fe-Cr-Ni, com 63 % em peso de ferro, mostrado na FIGURA 9, que destaca aproximadamente a composição de 23 % em peso de Cr e 14 % em peso de Ni do aço 309, pela linha tracejada vertical.

Nesse diagrama a composição do aço 309 fica do lado direito do ápice do triângulo trifásico, contendo austenita (γ) + ferrita (δ) + líquido (L), mostrando assim a

formação da microestrutura, a partir do líquido (L), em ferrita (δ), sendo esta fase quase que totalmente transformada em austenita (γ) (KOU, 2003). No diagrama ainda se nota a presença de outra fase, formada em estado sólido, a fase sigma (σ), que em condições normais de soldagem, que envolve uma taxa de resfriamento alta, não se forma.

FIGURA 9 – DIAGRAMA DE FASE PSEUDOBINÁRIO DO SISTEMA Fe-Cr-Ni COM 63 % DE FERRO



FONTE: Adaptado de KOU (2003).

2.3.1 Tratamento térmico pós-soldagem

O tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) é frequentemente necessário em soldas de seção mais espessas para aliviar tensões residuais. Essas tensões residuais podem contribuir negativamente para ocorrer a corrosão sob tensão, outra forma de corrosão bastante estudada. O coeficiente de expansão e contração térmica e a magnitude da tensão residual podem ser muito maiores para os aços inoxidáveis austeníticos do que para os aços inoxidáveis ferríticos, por exemplo.

Geralmente, o tratamento térmico de alívio de tensões em aço inoxidáveis austeníticos é conduzido em temperaturas abaixo de 650 °C. Esse intervalo de temperaturas fica abaixo do nariz da curva TTT de precipitação de carbonetos de cromo e também abaixo da faixa de temperatura na qual se formam outros precipitados fragilizadores, como a fase sigma (σ), que será mais detalhada no item 2.3.2 (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

Em seções muito espessas, o TTPS pode exigir várias horas, neste caso, Lippold e Kotecki (2005) recomendam para evitar a sensitização, o uso de ligas com baixo teor de carbono, como os aços inoxidáveis austeníticos com designação “L” (por exemplo, 304L e 309L) ou materiais estabilizados, como os aços inoxidáveis austeníticos com pequenas adições de titânio e nióbio, que se combinam com o carbono e reduzem a tendência para corrosão intergranular devido à precipitação carbonetos de cromo (por exemplo, 321 e 347).

Lippold e Kotecki (2005) comentam que para aliviar tensões de maneira mais eficaz ou modificar a microestrutura, um TTPS em temperaturas mais altas geralmente é aplicado, mas devem-se tomar cuidados especiais, principalmente na faixa entre 650 °C a 900 °C, pois os carbonetos $M_{23}C_6$ e a fase σ se formam rapidamente nessa faixa de temperatura. Neste caso, a formação da fase σ pode ser evitada, segundo os autores, utilizando uma liga totalmente austenítica, já que a sigma se forma mais rapidamente em metal de solda que contém ferrita.

Agora, durante um TTPS, entre as temperaturas de 950 °C e 1100 °C o alívio de tensão residual será completo e modificará a microestrutura soldada, sem formar carbonetos ou fase sigma. Se realizado logo acima de 950 °C, seguido de resfriamento rápido, removem-se os carbonetos da microestrutura original. Agora, em temperaturas próximas de 1100 °C, a ferrita será dissolvida ou parte dela, que dependerá do tempo, da espessura e da composição do metal de solda. Nesse caso extremo, o resfriamento até a temperatura ambiente deverá ser rápido, pois pode ocorrer precipitação de carboneto, caso o resfriamento seja lento (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

2.3.2 Fase sigma

A fase σ é descrita como uma estrutura cristalina tetragonal corpo centrado (TCC), não ferromagnética, que desde a sua primeira identificação nos aços, tem sido

associada à degradação de propriedades mecânicas (VITEK; DAVID, 1986, FOLKHARD, 1988, LIPPOLD; KOTECKI, 2005, HSIEH; WU, 2012). Essa fase é frequentemente descrita como FeCr, embora sua composição possa ser bastante complexa e variável (VOORT; LUCAS; MANILOVA, 2004). Além disso, a fase σ pode aumentar a dureza e diminuir a tenacidade, ductilidade e a resistência a corrosão dos aços inoxidáveis austeníticos (TSENG et al., 1994, KIM; LEE; KIMURA, 2004; KUBOŇ; STEJSKALOVÁ; KANDER, 2017).

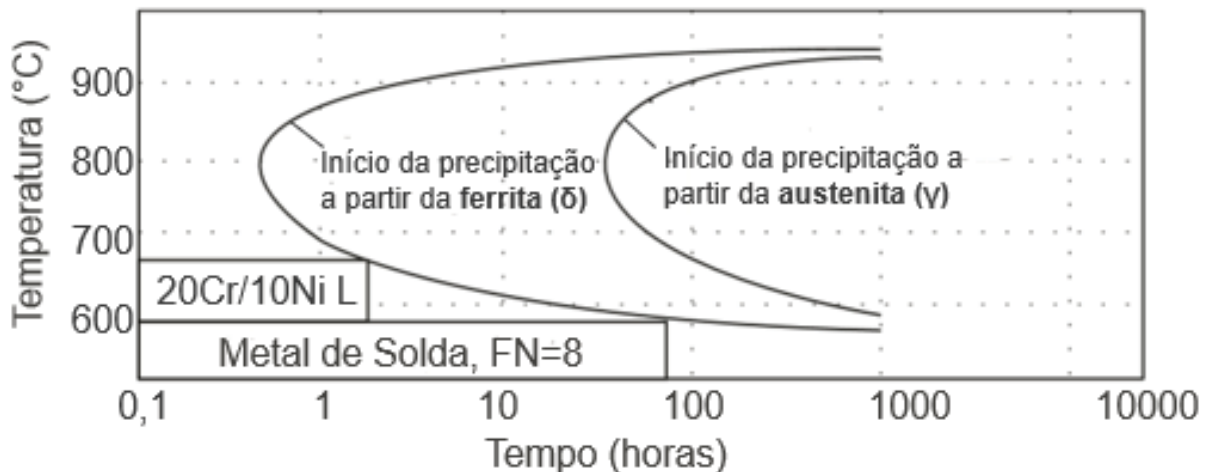
A fase σ é rica em elementos estabilizadores de ferrita como cromo, molibdênio e silício, não sendo descartada a presença mínima de elementos como níquel e manganês na composição final dessa fase. Logo, a formação da fase σ em aços inoxidáveis austeníticos é basicamente influenciada pela possibilidade de enriquecimento local de cromo através da difusão atômica, que é o mecanismo que governa a cinética de precipitação dessa fase (FERREIRA, 2009; HSIEH; WU, 2012).

O cromo e o molibdênio, por exemplo, difundem-se mais rapidamente na fase ferrita do que austenita, cerca de 100 vezes mais. Sendo assim, a fase sigma se precipita primeiramente na fase ferrita, como pode ser exemplificado através da FIGURA 10 (FOLKHARD, 1988; VILLANUEVA et al., 2006; FERREIRA, 2009).

Nesta figura pode-se observar duas curvas TTT de precipitação da fase σ , uma iniciando a transformação a partir da ferrita δ e outra partir da austenita, em amostra de aço inoxidável austenítico 308L (20Cr/10Ni L) com número de ferrita (*Ferrite Number*³² - FN) igual a 8 (ou 8 % de ferrita³³) (FOLKHARD, 1988; VILLANUEVA et al., 2006; FERREIRA, 2009). Por isso, em aços inoxidáveis austeníticos com mais ferrita, a precipitação de fase sigma deve ocorrer bem mais rapidamente do que uma liga 100 % austenítica.

³² O termo número de ferrita (em inglês, *ferrite number*, sigla FN) surgiu da dificuldade de quantificar, em volume, a quantidade de ferrita em soldas de aço inoxidável. Os valores de FN são baseados em medições magnéticas, já que a ferrita delta tem estrutura cristalina, CCC, ferromagnética, enquanto a austenita, CFC, não é. (FOLKHARD, 1988)

³³ FN não tem a pretensão de se relacionar diretamente com o percentual de ferrita, embora os valores de FN abaixo de 10, eles sejam considerados semelhantes. (FOLKHARD, 1988)

FIGURA 10 – DIAGRAMA TTT DE PRECIPITAÇÃO DA FASE σ A PARTIR DE DIFERENTES FASES

FONTES: FOLKHARD (1988).

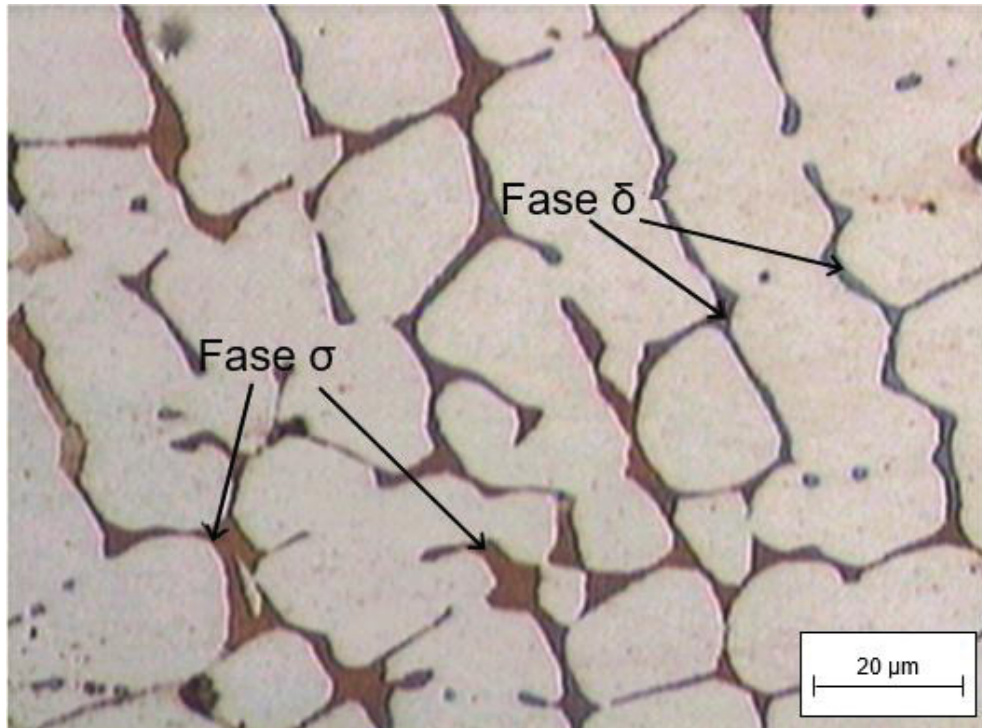
LEGENDA: 20Cr/10Ni L é equivalente ao aço austenítico 308L

A fase σ que precipita na região da ferrita (δ) com alta concentração de cromo é formada diretamente nas partículas de ferrita (δ), via decomposição eutetóide ($\delta \rightarrow \sigma + \gamma_2$), que forma uma fase rica em cromo (σ) e uma austenita secundária empobrecida deste elemento (γ_2), que é mais susceptível a corrosão (FERREIRA, 2009, MATHIESEN; HANSEN, 2010; HSIEH; WU, 2012).

Quando o teor de cromo está abaixo de 16 % em peso, a precipitação da fase σ não é facilmente observável em aços inoxidáveis austeníticos (FOLKHARD, 1988; HSIEH; WU, 2012). No entanto, a fase sigma pode ser formada rapidamente quando o teor de Cr é de 25 % a 30 % em peso (HSIEH; WU, 2012).

Na FIGURA 11, tem-se a morfologia típica de precipitação da fase σ , que mostra a microestrutura da fase σ , no aço AISI 309LSi como fundido, precipitada em dendritas de ferrita δ .

FIGURA 11 – MICROESTRUTURA TÍPICA OBSERVADA DA FASE SIGMA EM UM AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO



FONTE: HSIEH e WU (2012).

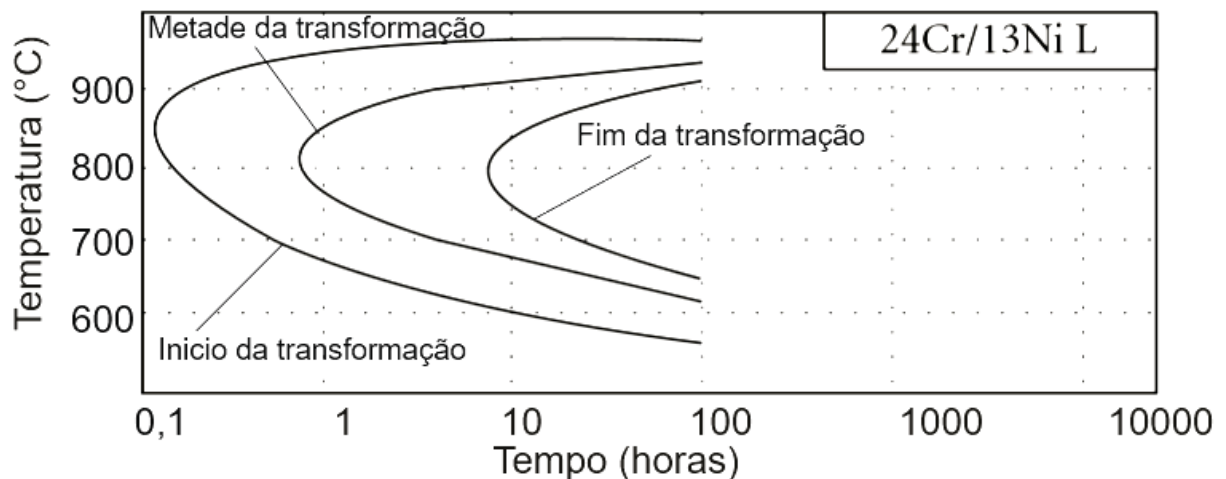
O molibdênio permite a formação de fase sigma com teores mais baixos de cromo e expande a faixa de temperaturas de precipitação. Além disso, por exemplo, em ligas com teores acima de 2 % (316 e 317), o Mo ajuda a formar também inúmeras outras fases intermetálicas, como a fase Laves (η) - Fe_2Mo e a fase qui (χ) - $\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}$, mas é necessário muitas horas de envelhecimento para se atingir o equilíbrio (FOLKHARD, 1988).

O efeito do carbono de formar carbonetos no aço, sequestrando o cromo da matriz, pode retardar a formação da fase σ , porém, pode prejudicar propriedades como a resistência à corrosão. Mas, se o carbono for retido através da adição de elementos estabilizadores como nióbio e titânio, preserva-se a resistência à corrosão, porém, seu efeito no retardo da precipitação da σ pode ser insignificante (FERREIRA, 2009).

O silício, pertencente à família do carbono (grupo décimo quarto da tabela periódica), em contrapartida, contribui para o aumento da quantidade de fase sigma, já que auxilia na segregação dos elementos formadores da fase sigma (LEE et al., 2018).

Na FIGURA 12 tem-se o diagrama TTT da precipitação do aço AISI 309L (24Cr/13Ni L) como soldado com aproximadamente 15 % de ferrita δ , onde pode ser observado que o nariz da curva se localiza na faixa de temperatura de 800 °C a 900 °C, o que significa que é a faixa de temperatura onde a taxa de precipitação é a mais rápida. Além disso, a fase σ se precipita mais rapidamente nesse aço (início de precipitação em torno de 0,1 h (6 minutos) na temperatura de aproximadamente 850 °C), devido a seu teor alto de cromo, baixo de teor de carbono e alta concentração de ferrita δ .

FIGURA 12 – DIAGRAMA TTT DA PRECIPITAÇÃO DA FASE σ NO AÇO AISI 309L



FONTE: FOLKHARD (1988).

LEGENDA: 24Cr/13Ni L é equivalente ao aço austenítico 309L.

2.3.3 Soldagem multipasses

A soldagem multipasse é comumente utilizada na indústria durante o processo de fabricação e união de seções espessas, no reparo de desgaste e em revestimentos (OSOBA et al., 2017). Durante este procedimento, a região adjacente a cada novo depósito de solda experimenta reaquecimentos de alta temperatura, que podem mudar a microestrutura e degradar propriedades (MURUGAN et al., 1998).

Segundo Holmberg (2002), Lippold e Kotecki (2005) e Guilherme (2016), em aços inoxidáveis austeníticos com fase ferrítica, durante a soldagem, pode ocorrer a formação da fase sigma (σ), caso o aporte de calor for suficientemente alto. A soldagem em múltiplos passes, conforme citadas por esses trabalhos, tem o mesmo efeito.

A precipitação da fase σ , decorrente da soldagem multipasse, em uma solda do aço 309L, está exemplificada na micrografia da FIGURA 13. Nesta imagem está indicada por uma seta uma região mais escura, que divide os passes da soldagem, onde ocorreu a precipitação da fase sigma, confirmada pela análise metalográfica e medidas de dureza.

FIGURA 13 – PRECIPITAÇÃO DA FASE SIGMA, APÓS PROCESSO DE SOLDAGEM MULTIPASSE, NO AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO 309L



FONTE: O autor (2020).

2.3.4 Soldagem de materiais dissimilares

Um aço inoxidável austenítico pode ser unido a outro aço inoxidável, aços carbono e aços baixa liga, e vários graus de dissimilaridade são possíveis. Esse tipo de soldagem, como já visto no item 2.2.2, é usualmente empregado no reparo de rotores das turbinas hidráulicas (LIPPOLD, KOTECKI, 2005).

Os motivos dessas combinações podem ser econômicos, pela necessidade de transição entre propriedades mecânicas ou desempenhos ou, às vezes, apenas por conveniência (LIPPOLD, KOTECKI, 2005).

Um problema de conveniência comum é identificar um único metal de adição adequado para um trabalho que envolva mais de uma combinação de metais comuns.

Pois, com isso, elimina-se o risco da troca de metais de adição ou se reduz custos, já que se reduz o estoque necessário de metais de adição (LIPPOLD, KOTECKI, 2005).

O controle da microestrutura do metal de solda na passagem inicial ou raiz é normalmente de importância crítica, já que os depósitos de solda podem variar de totalmente martensítico a totalmente austenítico ou podem exibir misturas de austenita, ferrita e martensita (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

Geralmente, por normas, é recomendado TTPS, já que há diferenças nas propriedades físicas e mecânicas entre o metal de solda e os metais de base. Na região de transição entre os metais, por exemplo, diferenças do coeficiente de expansão térmica podem resultar em tensões localmente altas que podem promover falhas no serviço (LIPPOLD; KOTECKI, 2005). Outras alterações nas estruturas depositadas em resposta ao tratamento térmico devem ser consideradas, como precipitação de carbonetos e fase sigma. (FELDSTEIN, 1993)

Dentre as opções de eletrodo de aço inoxidável austenítico, a classe AWS E309 tem uma posição de liderança, sendo recomendada para soldas diferentes de revestimentos de aço inoxidável com aços carbono, aços de baixa liga e outros aços inoxidáveis (RODRIGUES et al., 2009, ACESITA, 2014).

A solda resultante do aço 309 geralmente possui entre 5 a 20 % de ferrita, que depende do grau de diluição que, por sua vez, depende dos parâmetros de soldagem. Lembrando que a ferrita previne a ocorrência de trincas à quente, devido à retenção de impurezas junto a este constituinte (HENKE, 1998, ACESITA, 2014).

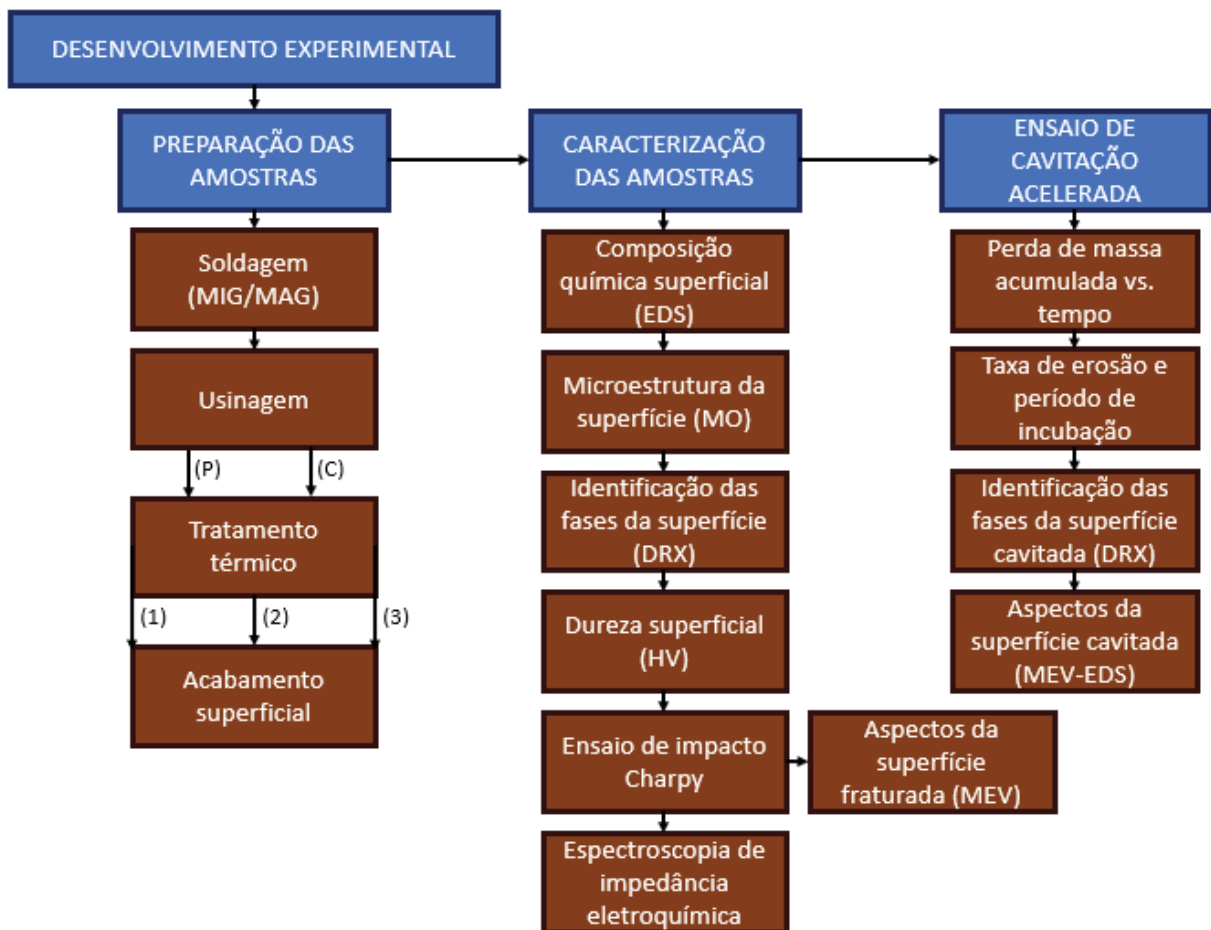
Além da ferrita e austenita, a solda do aço 309 pode apresentar outras fases, como a fase sigma (σ), conforme relatado por Abbas et al. (2018), em seus estudos com soldagem dissimilar entre o aço inoxidável AISI 309 (como metal de solda) e o aço carbono AISI 1020 (como metal de base), que encontram maior quantidade de fase σ com o aumento do aporte de calor.

3 MATERIAL E MÉTODOS

Neste capítulo está apresentado os procedimentos de preparação, caracterização e desempenho dos revestimentos soldados de aço inoxidável austenítico AISI 309L utilizados para atingir os objetivos propostos pelo trabalho

Para analisar a influência do teor de fase sigma na resistência à cavitação no metal de solda, foram realizadas as etapas experimentais mostradas simplificada no esquema da FIGURA 14. Os equipamentos e procedimentos de ensaio utilizados em cada etapa são apresentados a seguir.

FIGURA 14 – ESQUEMA SIMPLIFICADO DAS ETAPAS DO PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL



FONTE: O autor (2020).

LEGENDA: (P) dimensão prismática: 25 x 25 x 10 mm; (C) dimensão para o ensaio Charpy;

(1) Amostra 1 - Sem tratamento térmico; (2) Amostra 2 - 850 °C por 30 minutos;

(3) Amostra 3 – 850 °C por 8 horas.

3.1 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS

Foram realizados três processos sucessivamente: os primeiros, soldagem e usinagem, para obtenção de amostras de solda de aço inoxidável AISI 309L e, por fim, o tratamento térmico para obter diferentes quantidades de fase sigma.

3.1.1 Soldagem

Primeiramente, depositou-se o arame AWS ER 309L (composição química típica na TABELA 1), em três camadas³⁴, sobre uma placa de aço inoxidável AISI 304, através do processo de soldagem MIG/MAG, conforme parâmetros mostrados na TABELA 2. Esta etapa do trabalho foi realizada no Laboratório Aplicado de Tecnologia da Soldagem do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Paraná.

TABELA 2 – PARÂMETROS DE SOLDAGEM UTILIZADOS

Parâmetros	Camada 1	Camada 2	Camada 3
Corrente Média	212 A	215 A	224 A
Tensão Média	24,4 V	25,6 V	25,7 V
Gás	98 % Ar + 2 % O ₂		
Metal de Adição	AWS ER 309L Ø 1,2 mm		
Velocidade Arame	7,0 m/min		
Velocidade Soldagem	10 mm/s		
Distância bico-peça	15 mm		

FONTE: O autor (2020).

O aço inoxidável austenítico AISI 304 foi escolhido para ser o metal de base. Ele evita uma maior diluição do metal de solda, devido às composições químicas similares, o que poderia descaracterizar o material de estudo.

3.1.2 Usinagem

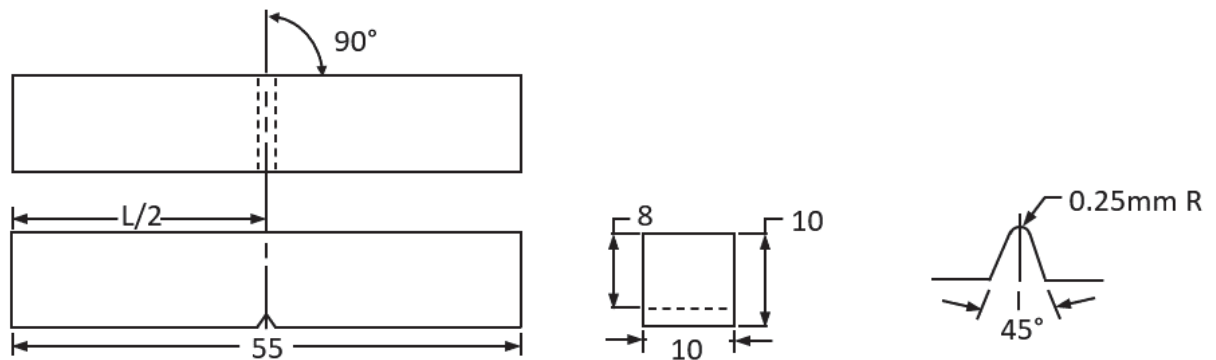
Depois da etapa de soldagem, realizou-se a usinagem da peça para obter dois formatos de corpos de prova diferentes, um nas dimensões padronizadas (FIGURA 15), conforme ASTM E23-02 - *Standard Test Methods for Notched Bar Impact Test of*

³⁴ Entre os passes, foi aguardado alguns segundos para evitar transformações indesejáveis.

Metallic Materials (2002), para o ensaio de impacto Charpy com entalhe V e outro na dimensão aproximada do prisma $25 \times 25 \times 10 \text{ mm}^{35}$ para os demais ensaios e análises.

Praticamente todas as etapas de usinagem das peças foram realizadas na empresa *RR Ferramentaria*, situada na cidade de Curitiba / Paraná e apenas as etapas de corte da peça prismática, especificamente, foram realizadas no LACTEC, também em Curitiba / Paraná.

FIGURA 15 – DIMENSÃO USADA NOS CORPOS DE PROVA CHARPY



FONTE: ASTM E23-02 (2002).

3.1.3 Tratamento Térmico

A TABELA 3 estão indicadas as condições de tratamento térmico pós soldagem que cada amostra (composta por três corpos de prova) foi submetida e a identificação adotada depois do tratamento térmico.

TABELA 3 – TRATAMENTOS TÉRMICOS APLICADOS EM CADA AMOSTRA

IDENTIFICAÇÃO DAS AMOSTRAS	TIPO DE CORPO DE PROVA	TRATAMENTO TÉRMICO
AMOSTRA 1	Charpy e Prismática	Sem Tratamento
AMOSTRA 2	Prismática	850 °C – 30 min
AMOSTRA 3	Charpy e Prismática	850 °C – 8 h

FONTE: O autor (2020).

O tratamento térmico utilizado foi de envelhecimento isotérmico à 850 °C, durante diferentes tempos e seguido de resfriamento em água a temperatura ambiente

³⁵ Dimensão previamente determinada devido às dimensões exigidas para melhor encaixe no equipamento do teste de cavitação.

(aproximadamente 20 °C). Este resfriamento se mostrou necessário para que não ocorresse novas transformações de fases.

A temperatura escolhida para o tratamento térmico foi de 850 °C, porque é aproximadamente a temperatura em que se inicia a precipitação da fase sigma no menor tempo, indicado pelo diagrama de precipitação isotérmica do aço inoxidável AISI 309L (FIGURA 12).

A partir desse mesmo diagrama (FIGURA 12), os tempos dos tratamentos térmicos também foram escolhidos. Sendo, 8 horas para se obter uma amostra com a maior quantidade de fase sigma (Amostra 3), 30 minutos para se ter uma quantidade intermediária dela (Amostra 2), já a Amostra 1 não sofreu nenhum tratamento térmico de envelhecimento isotérmico após soldagem.

Os tratamentos térmicos para precipitação de fase sigma nas amostras foram realizados nos Laboratórios Integrados de Materiais e Tratamentos Superficiais (LAMATS) da Universidade Federal do Paraná, em uma mufla.

3.1.4 Lixamento e Polimento das Amostras

Para a maioria das análises e ensaios nas amostras é necessário realizar o procedimento de lixamento e polimento da superfície do metal de solda.

Estes processos foram realizados nas amostras prismáticas em uma politriz. No lixamento, utilizaram-se lixas do tipo d'água, nas granulometrias de 220, 400, 600 e 1200 e no polimento, empregaram-se panos de polimento e suspensão de alumina Al_2O_3 de granulometria de 1,0 μm .

3.2 CARACTERIZAÇÃO DAS AMOSTRAS

Os procedimentos adotados para caracterizar as amostras química, mecânica, eletroquímica e microestruturalmente foram: microscopia eletrônica de varredura - espectroscopia por energia dispersiva (MEV-EDS), microscopia ótica (MO), difração de raios-X, microdureza, ensaio de impacto Charpy e espectroscopia de impedância eletroquímica conforme apresentados a seguir.

3.2.1 Caracterização química

Para confirmar a composição química do metal de solda como aço inoxidável AISI 309L foi realizada uma análise via MEV-EDS (Microscopia Eletrônica de Varredura - Espectroscopia por Energia Dispersiva) na superfície lixada e polida da amostra 1 (amostra não tratada termicamente).

O equipamento aplicado para identificar os elementos presentes na amostra foi o microscópio eletrônico de varredura da marca TESCAN VEGA3 LMU (20,0 RV) apresentado na FIGURA 16, que possuía um sistema de análise química tipo EDS (*Oxford*) com software *AZ Tech (Advanced)* com detector tipo SDD de 80 mm². Esse equipamento pertence ao Centro de Microscopia Eletrônica da Universidade Federal do Paraná (CME-UFPR)

FIGURA 16 – MICROSCÓPIO ELETRÔNICO DE VARREDURA TESCAN VEGA3 LMU



FONTE: UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ (2019).

3.2.2 Caracterização microestrutural

A caracterização microestrutural pós tratamento térmico foi realizada com o auxílio de duas técnicas distintas: análise metalográfica e a difratometria de raio-X.

3.2.2.1 Análise metalográfica

Para revelar de forma seletiva a fase sigma e ferrita, foi realizado um ataque eletrolítico na superfície das amostras (1,2 e 3), em uma célula eletrolítica, de modo que as superfícies polidas ficassem em contato com uma solução eletrolítica de KOH 50 % e, com auxílio de fonte, foram submetidas a uma tensão de 2,5 V, em corrente contínua durante 30 s, conforme orientações dadas pela *American Society por Metals* (VOORT, LUCAS e MANILOVA, 2004).

As três amostras atacadas eletroliticamente foram analisadas no microscópio ótico, marca Olympus modelo BX-51M, com capacidade de aumento de imagens em até 1000x, que está mostrado na FIGURA 17, as microestruturas foram visualizadas e fotografadas.

FIGURA 17 – MICROSCÓPIO ÓTICO, MARCA OLYMPUS, MODELO BX-51M



FONTE: O autor (2020).

Os ataques eletrolíticos nas amostras e as análises no microscópio ótico foram realizados nos Laboratórios Integrados de Materiais e Tratamentos Superficiais (LAMATS) da Universidade Federal do Paraná.

A quantificação da ferrita delta (na amostra 1) e de fase sigma (nas amostras 2 e 3) foram realizadas através do processamento das imagens obtidas no microscópio ótico (lente de aumento de 500x e 1000x) com o software *ImageJ*. No APÊNDICE 4 - INFERÊNCIA ESTATÍSTICA DOS RESULTADOS OBTIDOS DA

QUANTIFICAÇÃO DE FASES METALÚRGICAS OBTIDAS POR ANÁLISE DE IMAGENS tem informações adicionais referente ao tratamento estatístico dado aos resultados obtidos com o software *ImageJ*.

3.2.2.2 Identificação das fases por difratometria de raio-X

A difratometria de raios-X (DRX) foi utilizada para a identificação das fases cristalinas presentes nas amostras polidas. Para tal, usou-se um difratômetro marca Shimadzu, modelo XDR 7000, utilizando radiação $\text{CuK}\alpha$ monocromática com potencial de 40 kV e 20 mA, com comprimento de onda $\lambda = 1,5406 \text{ \AA}$. O intervalo de varredura foi entre $30^\circ - 120^\circ$ e a velocidade de varredura empregada foi de $1^\circ/\text{min}$.

O difratômetro utilizado se baseia na Lei de Bragg, que pode ser descrita pela equação abaixo, admitindo um feixe monocromático de determinado comprimento de onda (λ) incide sobre um cristal a um ângulo (θ), onde parte é refratada em uma certa direção e com uma variação de ângulo:

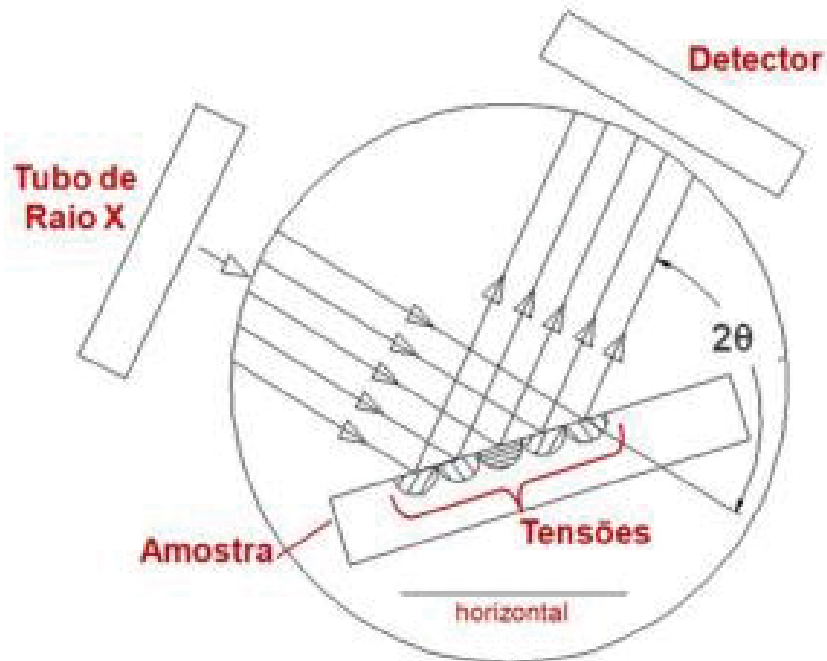
$$n\lambda = 2d_{hkl}\text{sen}\theta \quad (1)$$

θ corresponde ao ângulo medido entre o feixe incidente e determinados planos do cristal, d_{hkl} é a distância entre os planos de átomos, que é uma função dos índices de Miller³⁶ (h, k, l) e dos parâmetros de rede cristalina e “n” é a ordem da reflexão, que pode ser qualquer número inteiro (CALLISTER; RETHWISCH, 2016).

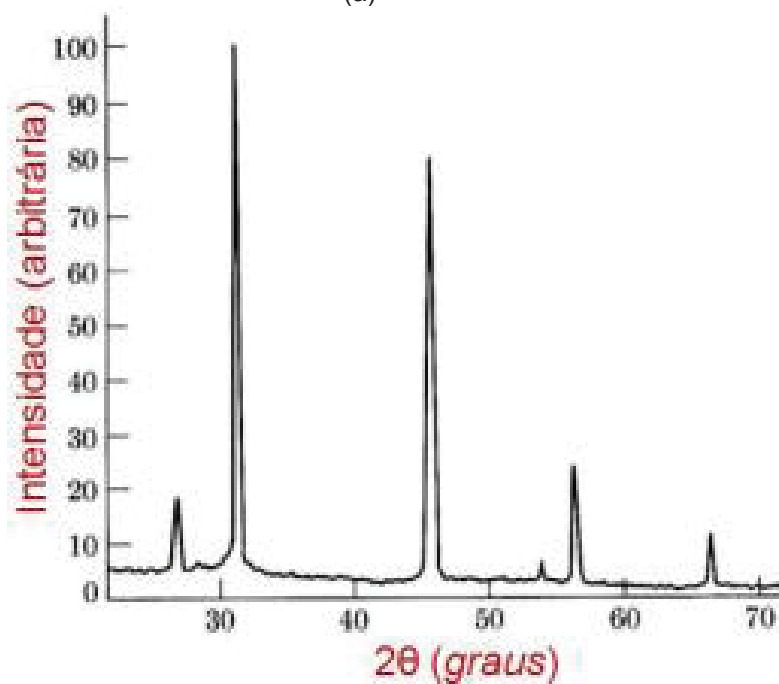
No difratômetro empregado, conforme exemplo da FIGURA 18 (a), a captação do feixe difratado é feita por meio de um detector, conforme a geometria Bragg-Brentano, que possibilita a obtenção do ângulo 2θ (VIANA, 2018). Sendo assim, o registro foi realizado por meio um espectro (difratograma). Nele, no eixo y representou-se a intensidade do feixe difratado e no eixo x, o ângulo 2θ , de forma similar ao exemplo mostrado na FIGURA 18 (b).

³⁶ Em todos os sistemas cristalinos, os planos cristalográficos são especificados por três índices de Miller na forma (hkl), à exceção do sistema hexagonal (CALLISTER; RETHWISCH, 2016).

FIGURA 18 – VARREDURA DA SUPERFÍCIE DA AMOSTRA



(a)



(b)

FONTE: SANTOS (2012).

LEGENDA: (a) Esquema do princípio de funcionamento do difratômetro utilizado, seguindo a geometria Bragg-Brentano;

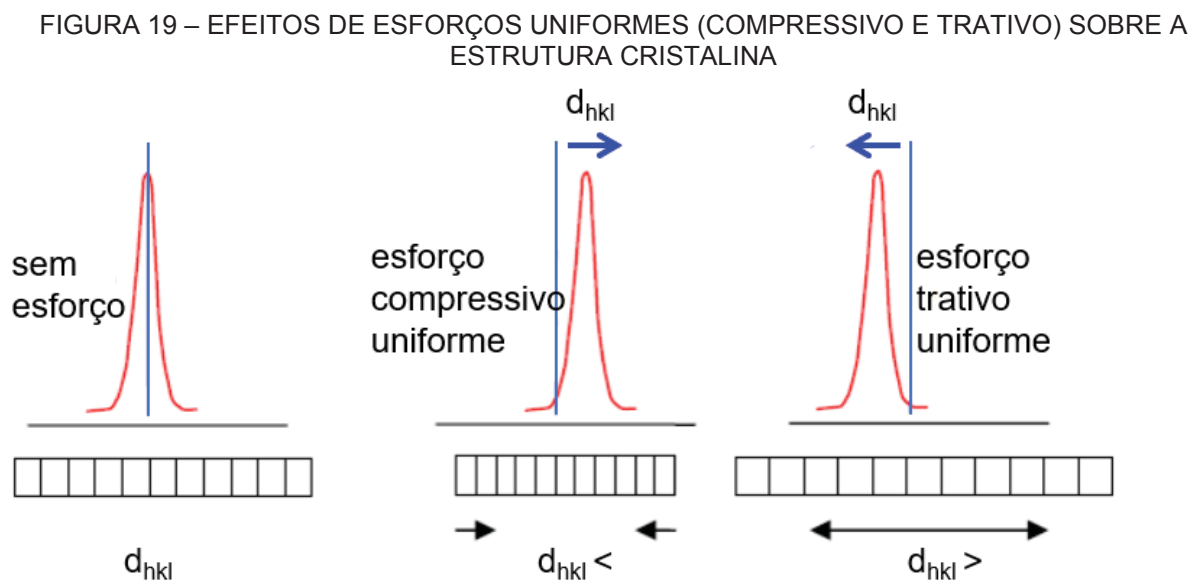
(a) Exemplo de difratograma.

As análises foram feitas no Laboratório de Óptica de Raios-X do Departamento de Física da UFPR. Já as interpretações dos difratogramas gerados pelo ensaio, utilizou-se o software *X'Pert HighScore Plus* da marca PANalytical.

As fases foram determinadas através da comparação dos espectros de difração com cartas do JCPDS (*Join Commite on Powder Diffraction Standards*), já que cada composto cristalino apresenta um padrão difratométrico característico.

Estas cartas apresentam as distâncias interplanares " d_{hkl} ", os ângulos de difração (2θ), as intensidades de reflexão (I) e os índices ($h k l$) referentes a cada pico de difração. Na TABELA 8 do APÊNDICE 1 – IDENTIFICAÇÃO DAS FASES POR DRX são apresentados os dados, os quais possibilitaram as análises por DRX, assim como as numerações das cartas JCPDS utilizadas para a identificação das fases.

Vale mencionar que as tensões residuais (indicadas na FIGURA 18a) no material podem influenciar nos difratogramas. Na FIGURA 19 está exemplificado o efeito dos esforços uniformes (tensão residuais macroscópicas³⁷), compressivos e trativos, sobre a estrutura cristalina e, conseqüentemente, no difratograma. Sendo que esforços de tração deslocam os picos de difração para esquerda e os esforços de compressão, para a direita (SOUZA, 2012).



FONTE: Adaptado de SANTOS (2012).

3.2.3 Caracterização mecânica

A caracterização mecânica, por sua vez, foi realizada através das medições de dureza Vickers e do ensaio de impacto Charpy, descritos a seguir.

³⁷ Macroscópicas: quando são de longo alcance, se estendendo por vários grãos do material.

3.2.3.1 Dureza Vickers

A aplicação do ensaio de dureza objetivou, além de complementar a análise metalográfica, relacionar as medidas de dureza da superfície com as variações na resistência à cavitação das amostras.

Para complementar a análise metalográfica, foram realizadas medições de dureza Vickers, com 10 kgf de carga nas superfícies das amostras polidas, conforme norma ASTM E92-17, *Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials* (2017). Foram realizadas 3 medições de dureza por amostra para se obter um valor médio.

O valor de dureza Vickers (HV) é o quociente da carga aplicada (F) pela área de impressão da pirâmide (A). O equipamento utilizado no ensaio não calcula essa área, mas em um microscópio acoplado, as medidas das diagonais (d1 e d2) da impressão foram obtidas e assim, calculou-se a diagonal média (d). Com o auxílio da fórmula (1) a seguir, conforme ASTM E92-17 (2017) o cálculo de HV pode ser feito, sendo a força expressa em quilograma-força (kgf) e a diagonal média (d) em milímetros.

$$HV = 1,8544 (F/d^2) \quad (2)$$

3.2.3.2 Ensaio de impacto Charpy

Para se obter as energias de impacto, para fins comparativos entre as amostras 1 e 3, nas dimensões descritas no item 3.1.2, submeteu-as ao ensaio de impacto Charpy, conforme a norma ASTM E23-02 (2002) no equipamento para ensaio de impacto, da marca Veb Werkstoffprüfmaschine Leipzig WPM, com capacidade máxima de 300 J, no LAMATS / UFPR

A norma ASTM E23-02 (2002) não especifica uma temperatura para o teste, porém, se realizado à temperatura ambiente, a norma recomenda entre 15 e 25 °C. Sendo assim, a temperatura adotada no ensaio foi de 20 °C.

Após ensaio, as superfícies de fratura foram analisadas em MEV, no equipamento descrito no item 3.2.1, para verificar os mecanismos de fratura.

3.2.4 Caracterização eletroquímica

A técnica de espectroscopia de impedância eletroquímica (EIS³⁸) foi utilizada para analisar os parâmetros elétricos de capacitância e resistência para a avaliação da resistência à corrosão da liga AISI 309L com e sem fase sigma em água destilada e solução salina.

A técnica é um método não destrutivo e de caracterização eletroquímica que consiste em analisar a resposta de um determinado material em frente a um sinal de corrente alternada (AC), numa varredura de frequências (ORAZEM e TRIBOLLET, 2008). A impedância do sistema é a relação entre a perturbação e a resposta, que pode ser interpretada como a obstrução à passagem elétrica.

Primeiramente, em uma célula eletroquímica de acrílico, com dimensões de 60 x 60 x 80 mm e capacidade de 0,2 litros de solução (eletrólito), centralizou-se a superfície polida das amostras na lateral onde havia um orifício com uma área de exposição de 0,28 cm² destinado para o eletrodo de trabalho (amostras do aço AISI 309L).

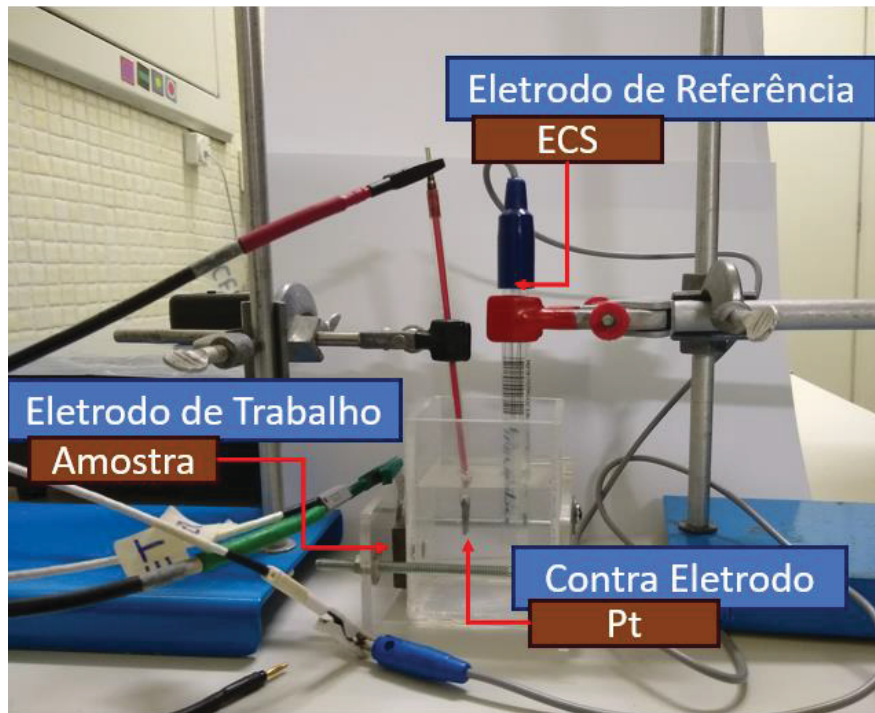
Para propiciar o contato elétrico do eletrodo de trabalho, devido às configurações geométricas da célula eletroquímica, usou-se uma folha de aço inoxidável 316L.

Na sequência, adicionou-se à célula eletroquímica o eletrólito, num primeiro momento, foi a água destilada e depois, substituiu-se para uma solução de NaCl 0,6 mol/L (equivalente a aproximadamente 35 g de NaCl em 1000 litros de água – concentração aproximada média da água do mar). Foi necessário adicionar com conta-gotas os primeiros volumes de eletrólito, para evitar bolhas de ar na região do orifício da célula eletroquímica.

Posicionou-se dentro da célula eletroquímica com eletrólito, na mesma direção do eletrodo de trabalho, o contra eletrodo (eletrodo auxiliar) e o eletrodo de referência, com o auxílio de garras e suportes universais. A FIGURA 20 destaca o arranjo dos eletrodos na célula eletroquímica.

³⁸ Sigla em inglês, *Electrochemical Impedance Spectroscopy*

FIGURA 20 – ESQUEMA DE MONTAGEM DO SISTEMA ELETROLÍTICO



FONTE: O autor (2020).

O eletrodo de referência utilizado no ensaio foi o eletrodo de calomelano saturado (ECS), $\text{Hg}/\text{Hg}_2\text{Cl}_2$, KCl saturado. Ele tem um valor nominal de potencial de +0,242 V com relação ao eletrodo normal de hidrogênio. O contra eletrodo, por sua vez, foi um fio de platina (Pt).

Para iniciar as análises, esperou-se 30 minutos até que as condições estacionárias fossem atingidas em temperatura ambiente. As medições foram feitas com a aplicação de um potencial de perturbação senoidal AC de 10 mV, com sete pontos por década para um intervalo de frequência de 100 kHz a 100 mHz, e potencial DC sendo o ECA, ou seja, a medida de impedância era realizada, após a estabilização do potencial de circuito aberto. Estas condições experimentais têm como base a dissertação de mestrado de Leiva (2015).

Os ensaios de espectroscopia de impedância eletroquímica foram realizados, nas bancadas do laboratório de Biomateriais e Eletroquímica da UFPR, onde todos os eletrodos foram conectados no potenciostato da marca Princeton Applied Research da AMETEK, modelo VersaSTAT 4, acoplado a um computador para a aquisição e registro dos dados através do software *VersaStudios*.

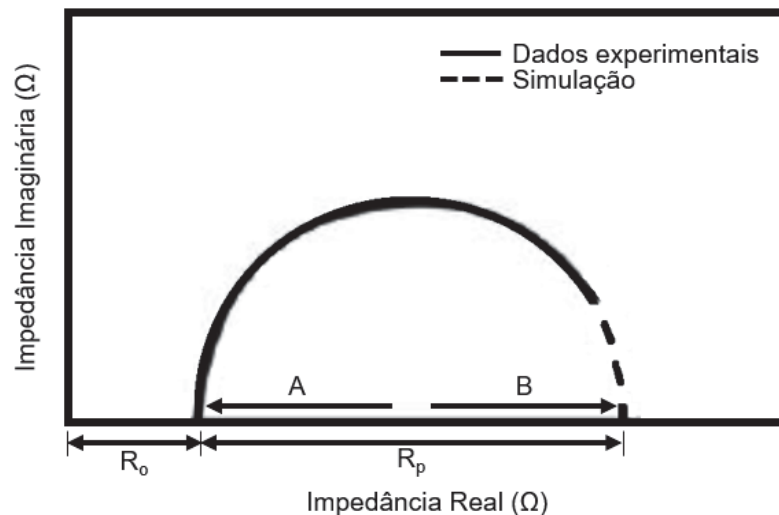
A interpretação das medidas de EIS geralmente é realizada pela correlação dos dados de impedância com um circuito elétrico equivalente que representa os

processos físicos que estão acontecendo no sistema em investigação ou por meio de gráficos.

Neste trabalho, optou-se pela análise dos resultados via gráfica, por intermédio do diagrama Nyquist, também chamado de diagrama de impedância ou espectro de impedância. Este diagrama é um plano complexo (real-imaginário) de coordenadas cartesianas, em que se tem na abscissa a parte real (termos resistivos) e na ordenada a parte imaginária (termos capacitivos ou indutivos).

Na FIGURA 21 tem-se um esquema didático da configuração típica do diagrama Nyquist, que uma vez construído, faz-se a extrapolação da parte direita (no sentido das baixas frequências) do semicírculo até encontrar o eixo horizontal (eixo real). O diâmetro do semicírculo é a resistência à transferência de carga que é equivalente à resistência de polarização (R_p). Assim, quanto maior o diâmetro deste semicírculo, maior é R_p , conseqüentemente menor a taxa de corrosão. A resistência *offset* (R_o), em termos práticos, pode ser desprezado (RIBEIRO; SOUZA; ABRANTES, 2015). Neste trabalho, apenas os dados experimentais foram mostrados graficamente e os valores de R_p (em $\Omega \cdot \text{cm}^2$) foram determinados via extrapolação dos dados pelo software *Origin* e confirmados no programa de simulação dos circuitos equivalentes, o *Zview*.

FIGURA 21 – DIAGRAMA DE NYQUIST TÍPICO



FONTE: RIBEIRO, SOUZA e ABRANTES (2015).

LEGENDA: A – Altas frequências; B – Baixas frequências.

3.3 ENSAIO DE CAVITAÇÃO

O ensaio de erosão por cavitação foi realizado conforme norma ASTM G32-10 - *Standard Test Method for Cavitation Erosion Using Vibratory Apparatus* (2010) nas superfícies das amostras polidas tratadas e não tratadas termicamente (amostras 1, 2 e 3), onde o transdutor piezoelétrico utilizado transmitiu vibração a uma frequência de 20 kHz, com amplitude configurada de 50 μm .

As amostras foram imersas a uma profundidade de 12 ± 4 mm em água destilada e separadas da extremidade da ponteira de sacrifício do sonotrodo (fabricada de uma liga de titânio) a uma distância de 0,5 mm (conforme mostrada esquematicamente na configuração indireta na FIGURA 5). A temperatura foi mantida e controlada a 25 ± 2 °C.

As amostras (1, 2 e 3) eram compostas por 3 corpos de prova, e cada um foi submetido à erosão por cavitação pelo tempo total de 300 minutos. Essa duração do ensaio foi suficiente para se evidenciar o estágio da máxima taxa de erosão na curva de perda de massa versus tempo de ensaio. A cada 20 minutos, a perda de massa das amostras foi determinada com uma balança de precisão de 0,01 mg, realizando 8 medições.

O período de incubação considerado neste trabalho é o tempo no qual a curva de perda de massa acumulada vs. tempo de ensaio iniciou uma inclinação ascendente, indicando uma perda de massa significativa. Foi considerada como significativa a perda de massa acumulada média maior que 0,25 mg, utilizando mesmo critério adotado por Severo (2017). Vale ressaltar que a norma ASTM G32-10 não fornece nenhuma referência quanto ao limite a partir do qual a perda de massa deixa de ser negligenciável para os materiais.

Por outro lado, a medida de período de incubação nominal e da taxa de erosão máxima para cada condição foi obtida através da sobreposição de uma reta sobre a porção da curva de perda de massa acumulada em função do tempo de ensaio, onde o coeficiente angular correspondeu à máxima taxa de erosão e o cruzamento dessa reta com o eixo tempo correspondeu ao período de incubação nominal.

Além de apresentar com mais detalhes o critério para determinação do período de incubação, no APÊNDICE 5 – RESULTADOS COMPLEMENTARES DO ENSAIO DE EROSIÃO POR CAVITAÇÃO é possível visualizar a obtenção das curvas

médias (perda de massa acumulada vs. tempo), a determinação do período de incubação nominal e dos valores das taxas de erosão máxima para cada amostra.

Esse ensaio foi realizado nas dependências do laboratório de cavitação do LTPP (Laboratório de Plasma e Tecnologia em Pós) na Universidade Federal do Paraná, seguindo o procedimento descrito em detalhes no ANEXO 1 – DETALHAMENTO DO PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL PARA REALIZAÇÃO DOS ENSAIOS DE EROÇÃO POR CAVITAÇÃO³⁹.

3.3.1 Análise da superfície cavitada

Após ensaio de cavitação das amostras, as superfícies foram limpas em banho de ultrassom com acetona e secadas naturalmente aguardando alguns minutos.

A zona cavitada foi submetida à análise no difratômetro de raios-X, o mesmo equipamento descrito no item 3.2.2.2, para identificar as fases presentes na superfície cavitada. Além disso, a área desgastada e a região de intermediária entre a zona cavitada e a não-cavitada foram visualizadas e analisadas via MEV-EDS, no mesmo equipamento descrito no item 3.2.1.

³⁹ SEVERO, F.D.S. **Comportamento à Erosão por Cavitação do Aço Inoxidável Martensítico AISI 420 Cementado por Plasma à Baixa Temperatura**, Universidade Federal do Paraná. Curitiba, p.120 - 124. 2017.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Nesta seção serão apresentados e discutidos os resultados obtidos, atingindo, deste modo, os objetivos previamente propostos.

4.1 CARACTERIZAÇÃO QUÍMICA E MICROESTRUTURAL

4.1.1 Composição química

Na TABELA 4 é mostrada a quantidade de cromo e níquel obtida na superfície, via EDS, da solda de aço inoxidável austenítico 309L. Confrontando com a especificação da norma AWS A5.9 (2006) para arames desse tipo de aço, mostrados na TABELA 1, nota-se que, na superfície da solda, está com a composição química dentro dos limites estipulados para classificar o aço como 309.

TABELA 4 – QUANTIDADE DE CROMO E NÍQUEL NA SOLDADA DO AÇO 309L

ELEMENTO QUÍMICO	COMPOSIÇÃO (% peso)	ESPECIFICAÇÃO ¹ (% peso)
Cromo	23,71	23,00 – 25,00
Níquel	12,81	12,00 – 14,00

¹ Especificação do aço 309L conforme norma AWS A5.9 (2006).

FONTE: O autor (2020).

4.1.2 Análise microestrutural

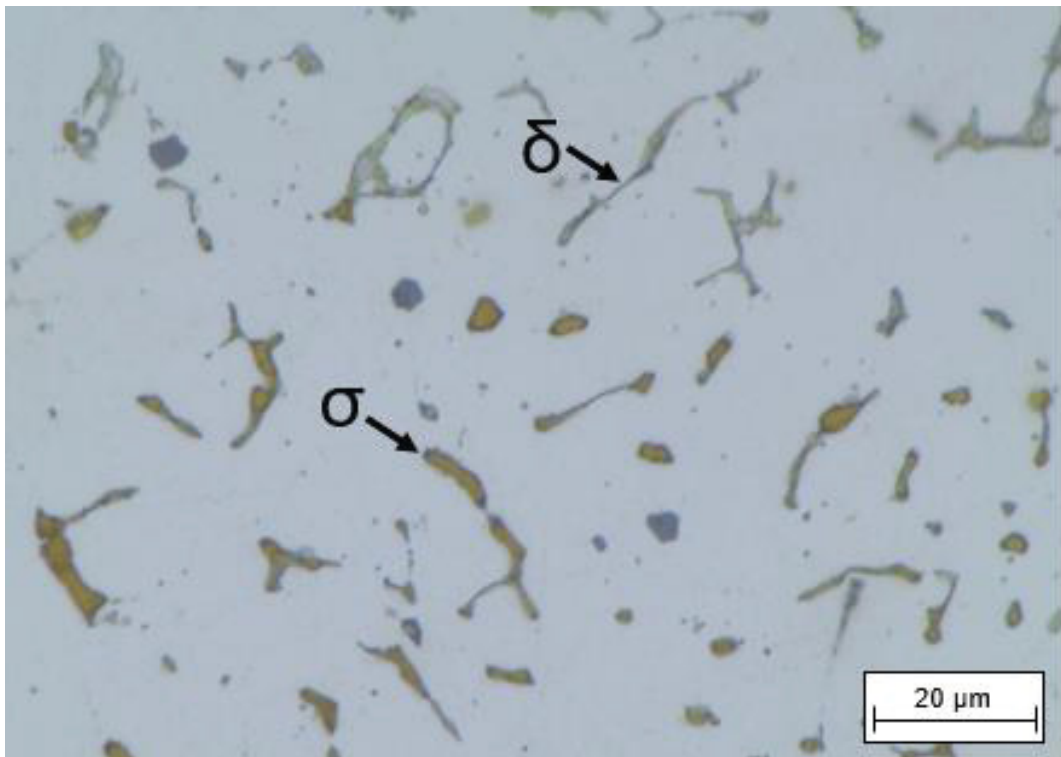
Nas FIGURA 22 (a), (b) e (c), correspondentes às amostras 1 a 3, respectivamente, estão mostrados aspectos micrográficos, revelados com ataque eletrolítico na superfície com solução aquosa de hidróxido de potássio (KOH), dos cordões obtidos por meio da fusão do aço 309L utilizando processo MIG/MAG.

Na TABELA 5 está reportada a quantidade estimada média de fase sigma de cada amostra, obtida via análise das imagens de microscopia ótica (MO), com o auxílio do software *ImageJ*, em porcentagem de área precipitada na superfície, além das respectivas condições de tratamento térmico pós soldagem. A amostra 1 não foi submetida a tratamento térmico pós soldagem (TTPS) e as amostras 2 e 3 foram submetidas a tratamento térmico isotérmico a 850 °C, por 0,5 h e 8 h, respectivamente.

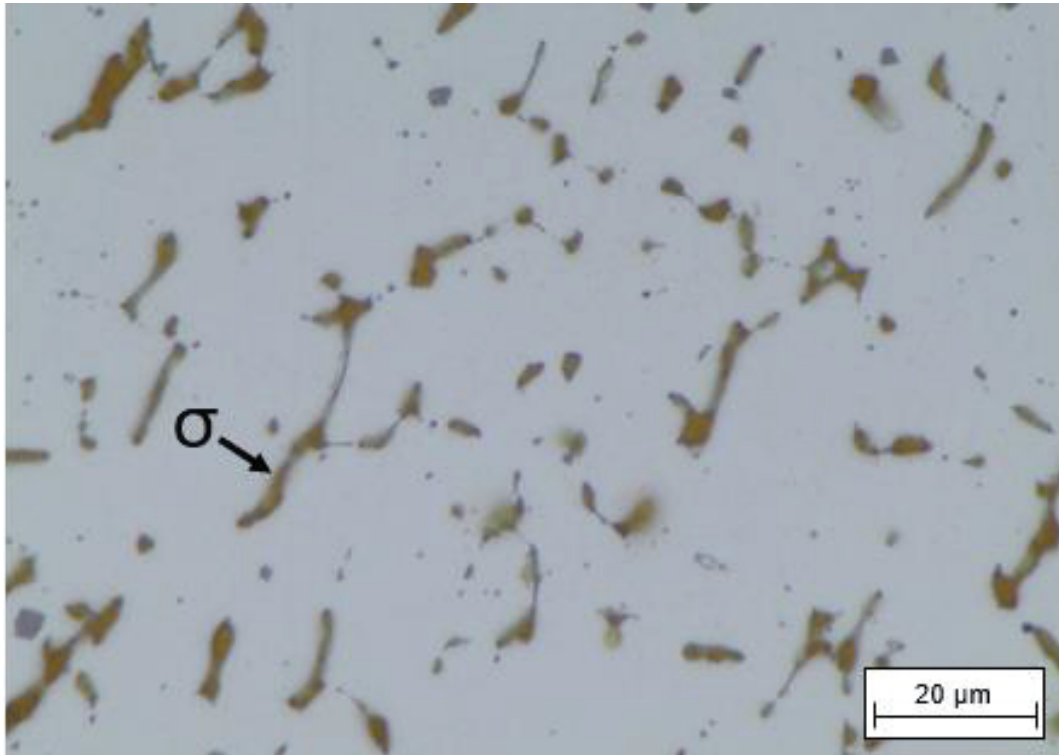
FIGURA 22 – MICROGRAFIAS DAS AMOSTRAS COM AMPLIAÇÃO DE 1000X SOBRE A SUPERFÍCIE, REVELANDO A DISTRIBUIÇÃO HOMOGÊNEA DE FERRITA DELTA (δ) E FASE SIGMA (σ) NA MATRIZ AUSTENÍTICA. ATAQUE ELETROLÍTICO COM SOLUÇÃO DE KOH.



(a)



(b)



(c)

FONTE: O autor (2020).

- LEGENDA: (a) Amostra 1 – Aço 309L sem TTPS;
 (b) Amostra 2 – Aço 309L envelhecido a 850 °C por 30 minutos;
 (c) Amostra 3 – Aço 309L envelhecido a 850 °C por 8 horas.

TABELA 5 – PORCENTAGEM, EM ÁREA, DA PRECIPITAÇÃO DE FASE SIGMA PARA CADA AMOSTRA

Amostras	Condição de tratamento térmico	% de área precipitada na superfície ⁴⁰
Amostra 1	Sem tratamento pós-soldagem	0,0 ± 0,0
Amostra 2	850 °C por 30 minutos	2,7 ± 0,7
Amostra 3	850 °C por 8 horas	5,8 ± 0,4

FONTE: O autor (2020).

Na FIGURA 22 (a) é mostrada a distribuição homogênea de dendritas de ferrita (δ) na matriz austenítica na amostra 1, como já era esperada para esse aço pós soldagem, conforme foi mostrada na revisão bibliográfica, a partir do diagrama Schaeffler (FIGURA 8).

A concentração superficial estimada média da fase ferrita na amostra 1 foi de $7,4 \pm 0,7$ %⁴¹, obtida via análise com o software *ImageJ* das imagens de MO. Além

⁴⁰média ± precisão, para um intervalo de confiança de 95%, mais detalhes no APÊNDICE 4.

⁴¹média ± precisão, para um intervalo de confiança de 95%, mais detalhes no APÊNDICE 4.

disso, o procedimento cuidadoso de soldagem multipasse realizado, aguardando alguns segundos entre os passes, proporcionou uma solda livre de outras fases indesejáveis, como a fase sigma.

Já na FIGURA 22 (b) se revela além da ferrita (δ) em matriz austenítica, a presença de fase σ , precipitada nas estruturas da ferrita, após tratamento térmico a 850 °C por 30 minutos, na amostra 2. Isso porque, devida à presença de ferrita (δ) nas soldas de aços inoxidáveis austeníticos, segundo Ferreira (2009), Hsieh e Wu (2012), a formação da fase σ , na faixa de temperatura entre 750 °C – 900 °C, é drasticamente acelerada.

Na FIGURA 22 (c) se revela que, após tratamento térmico a 850 °C por 8 horas, na amostra 3, a fase σ aumentou sua concentração na solda. Em contrapartida, a quantidade da fase ferrita (δ) diminuiu consideravelmente, não sendo possível detectar sua presença visualmente nas micrografias.

A fase ferrita na amostra 3, porém, não pode ter desaparecido completamente, visto que o teor de sigma (5,8 %) na amostra 3 foi menor do que o teor de ferrita (7,4 %) na amostra 1. A confirmação da presença de ferrita na amostra 3 foi realizada via DRX (no item 4.1.3)

Vale mencionar que Folkhard (1988) e Ferreira (2009) mostraram que a fase sigma também pode se formar a partir da fase austenítica em tratamento térmico a 850 °C, porém necessitando de tempos bem mais longos comparados às condições aplicadas neste trabalho.

A morfologia apresentada pelas fases ferrita (δ) e sigma (σ), nas amostras 1 a 3, é muito similar a encontrada nos estudos de Hau e Seijas (2006) com aço inoxidável austenítico revelados com o mesmo ataque eletroquímico. Além disso, a morfologia da fase sigma (amostra 3 e 2) foi semelhante à ferrita (amostra 1), assim como foi observada nos estudos de Gill et al. (1986). Estes autores, a partir dessa observação, sugeriram que a nucleação e o crescimento da fase sigma ocorreram nas regiões da ferrita, os quais foram confirmados através de estudos com MEV.

4.1.3 Identificação das fases

Na FIGURA 23 é apresentado o comparativo entre os padrões de DRX das amostras 1, 2 e 3, ainda não submetidas ao teste de cavitação, com o objetivo de identificar e confirmar as fases presentes, complementando a análise metalográfica.

Em suma, o tratamento térmico promoveu o aparecimento de picos de fase sigma e o consequente aumento da intensidade dessa fase com o aumento do tempo de tratamento. Ao mesmo tempo, ocorreu a diminuição da intensidade dos picos de ferrita na solda, revelando o mecanismo de precipitação de fase sigma pela fase ferrítica, assim como verificado na MO. Cabe salientar que Pardal et al. (2010) obtiveram conclusões similares comparando também análises de DRX e MO.

Aliás, por DRX, como mostra a FIGURA 23, detectou-se a fase ferrita (δ) na amostra 3. Nesta amostra, desta maneira, confirma-se que nem toda fase δ se transformou em σ durante o TTPS.

Vale destacar também, que no detalhe do difratograma (canto superior direito da FIGURA 23), percebe-se um certo deslocamento para a direita dos picos das amostras 2 e 3, tanto da ferrita (δ) quanto da austenita (γ), comparados com a amostra 1. Além disso, na amostra 1, os picos de δ e γ ficaram um pouco deslocados à esquerda dos padrões, obtidos via cartas JCPDS. Isso é provavelmente devido à presença de tensões residuais na amostra 1, já que não foram aliviadas por tratamento térmico.

Segundo a Lei de Bragg, para θ menores, a distância interplanar (d_{hkl}) é maior quando comparado com o padrão (material sem deformação plástica), logo a tensão residual será de tração, conforme Souza (2012).

4.2 MEDIDAS DE DUREZA

Os resultados médios de dureza realizadas na superfície polida das amostras estão na FIGURA 24. No APÊNDICE 2 – MEDIDAS DE DUREZA E DE ENERGIA DE IMPACTO CHARPY tem-se a TABELA 9 com as medidas da dureza para se obter os resultados mostrados aqui.

A dureza Vickers esperada para o aço 309L, pela literatura, como soldado, varia entre 150 - 210 HV (ABBAS et al., 2018) e as amostras ficaram dentro dessa faixa.

Existiu similaridade entre os valores obtidos de dureza das amostras, apesar da diferença da quantidade de fase sigma entre as amostras e a alta dureza dessa fase, entre 900 e 1000 HV (DAVIS, 1994).

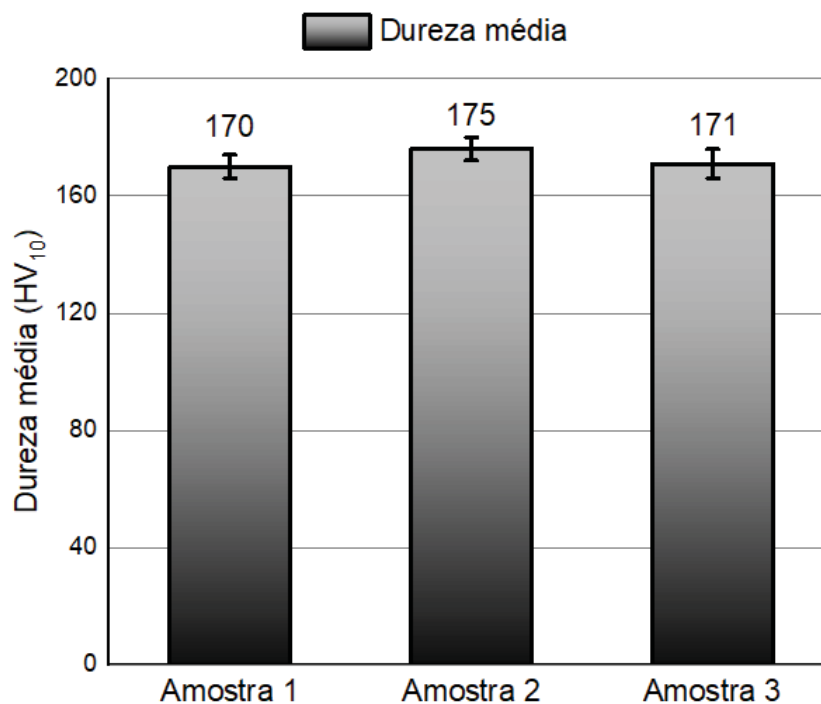
Tavares et al. (2006) e Tavares et al. (2010) também não observaram aumento de dureza (HV) devido à fase σ , avaliando amostras de aço inoxidável duplex

(UNS S31803) na faixa de quantidade de σ entre 0 a 12 % em volume. Resultados similares foram obtidos por Nilsson et al. (2000) e Chen, Weng e Yang (2002).

Além disso, Chen, Weng e Yang (2002) observaram que o aumento da dureza foi lento com o aumento da quantidade de fase σ até um certo patamar, este que depende do material. Só depois desse patamar que a dureza aumentou acentuadamente.

Nota-se então, neste momento, que a avaliação da dureza não pode refletir exatamente para pequenas quantidades de fase σ no aço 309L.

FIGURA 24 – DUREZA MÉDIA DA SUPERFÍCIE PARA O AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO 309L COM DIFERENTES QUANTIDADES DE FASE SIGMA



FONTE: O autor (2020).

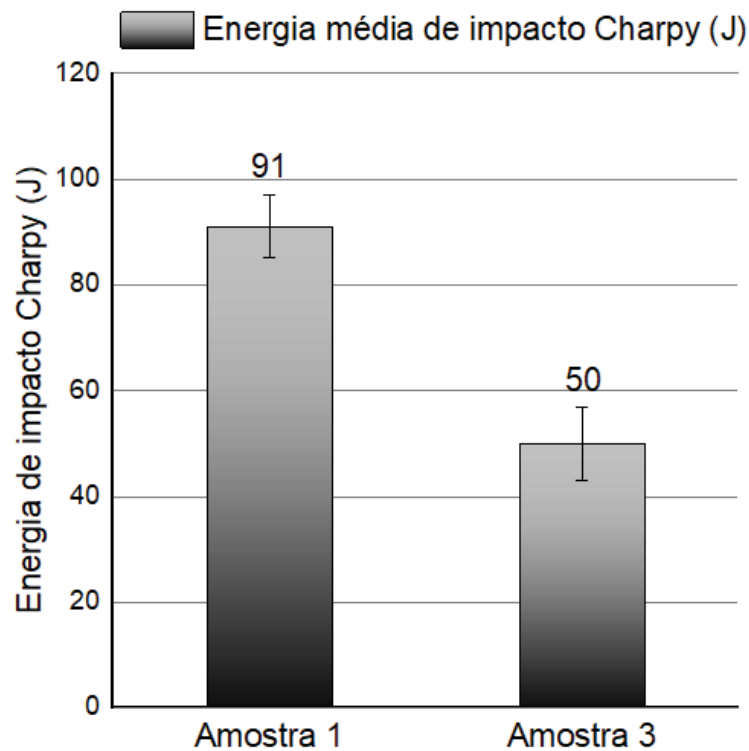
4.3 ENSAIO DE IMPACTO CHARPY

Para avaliar a influência da fase sigma na tenacidade, as medidas da energia média de impacto Charpy foram determinadas nas amostras 1 e 3 e estão apresentados na FIGURA 25. No APÊNDICE 2 – MEDIDAS DE DUREZA E DE ENERGIA DE IMPACTO CHARPY tem-se a TABELA 10 com as medidas obtidas da energia de impacto Charpy, assim como os valores calculados de média e desvio padrão.

Conforme Folkhard (1988) a energia de resistência ao impacto prevista para AWS E309L no estado como soldado era de no mínimo 65 J, em temperatura ambiente, sendo assim, a amostra 1 não mostrou fragilização.

Em contrapartida, nota-se, pelos valores mensurados, que houve perda de tenacidade do aço inoxidável 309L com a presença da fase sigma. Essa redução da energia de impacto Charpy (quase metade) devida à fase sigma em aço inoxidável austenítico também foi verificada por Kuboň, Stejskalová and Kander (2017).

FIGURA 25 – COMPARATIVO DA ENERGIA MÉDIA DE IMPACTO CHARPY PARA O AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO 309L SEM E COM FASE SIGMA



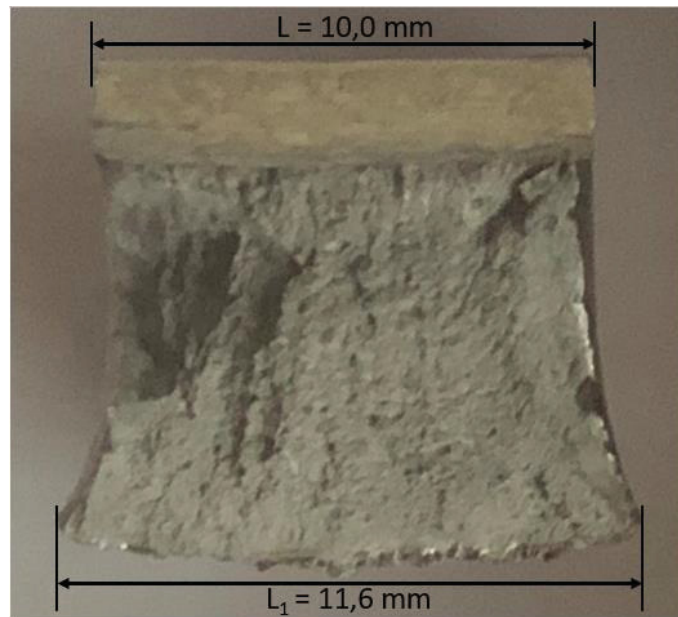
FONTE: O autor (2020).

Para se compreender os mecanismos de falha após ensaio Charpy, avaliou-se as superfícies de fratura e verificou-se que, macroscopicamente, a amostra 1 apresentou as laterais dos corpos de prova mais deformadas do que a amostra 3, conforme está exemplificada, cada condição, na FIGURA 26, mostrando a metade dos corpos de prova após o ensaio, onde $L_1 > L_3 > L$, onde:

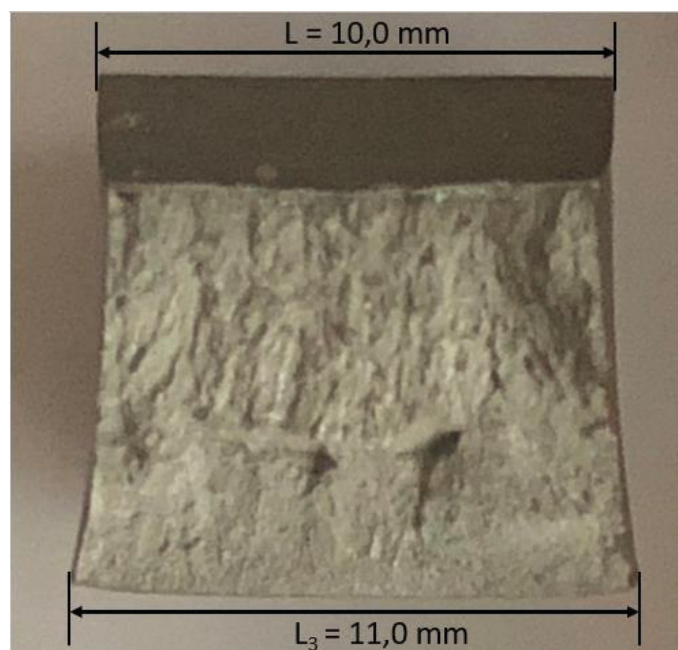
- L_1 é o comprimento final da extremidade deformada da amostra 1 após fraturada;

- L_3 é o comprimento final da extremidade deformada da amostra 3 após fraturada e;
- L é o comprimento inicial do corpo de prova e da extremidade não deformada após ensaio Charpy.

FIGURA 26 – TOMADA FOTOGRÁFICA DA FRATURA DAS AMOSTRAS APÓS ENSAIO DE IMPACTO CHARPY



(a)



(b)

FONTE: O autor (2020).

LEGENDA: (a) amostra 1; (b) amostra 3

Além disso, na FIGURA 26, as superfícies de fratura dos corpos de prova se apresentaram de formas diferentes para cada amostra. A amostra 1 (FIGURA 26 (a)) apresentou um aspecto mais dúctil, com superfície mais deformada (mais rugosa) e mais opaca. Em contrapartida, a amostra 3 (FIGURA 26 (b)) apresentou menor deformação superficial (mais lisa) e aspecto brilhoso, característica de material mais frágil.

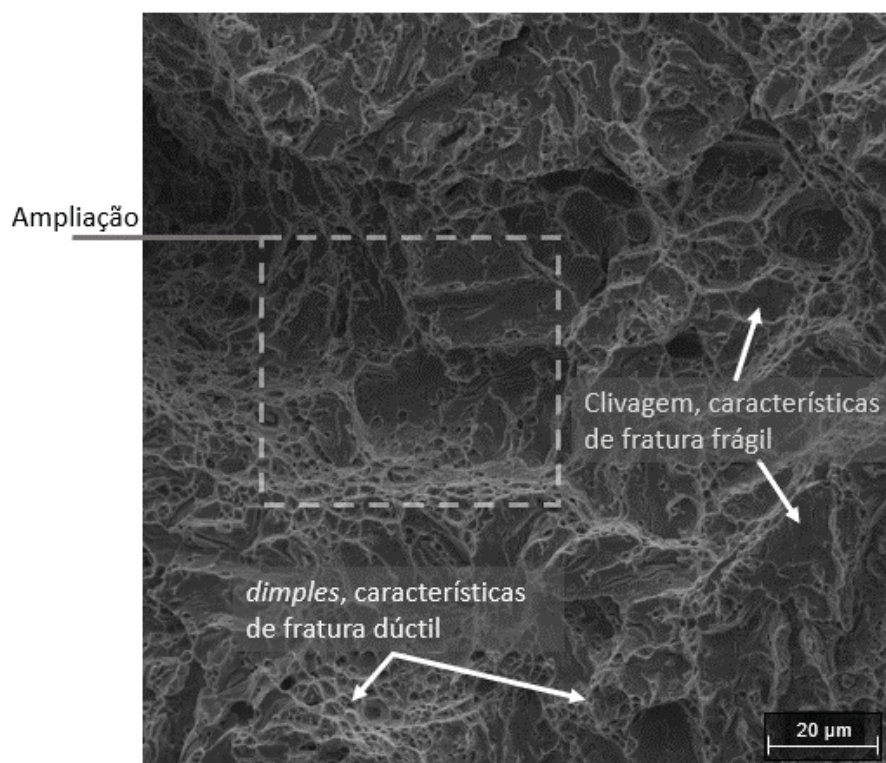
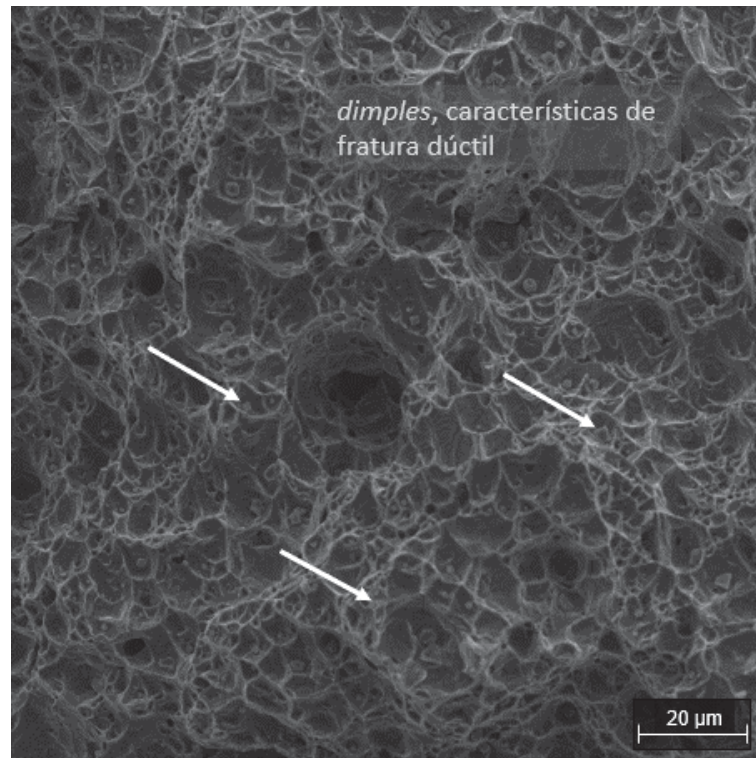
Por meio de microscopia eletrônica de varredura (MEV), verificou-se a formação de microcavidades – *dimples* – característica de fratura dúctil tanto na amostra 1 e quanto na amostra 3, como indica a FIGURA 27.

A amostra 1 apresentou exclusivamente *dimples*, como se pode verificar na FIGURA 27 (a). Já amostra 3, na FIGURA 27 (b), além de regiões somente com *dimples*, existiram também regiões planas que apresentaram aspecto de fratura transgranular (clivagem), característica responsável pela alta refletividade luminosa e o conseqüente aspecto brilhoso, como explicado por Fortes (2013).

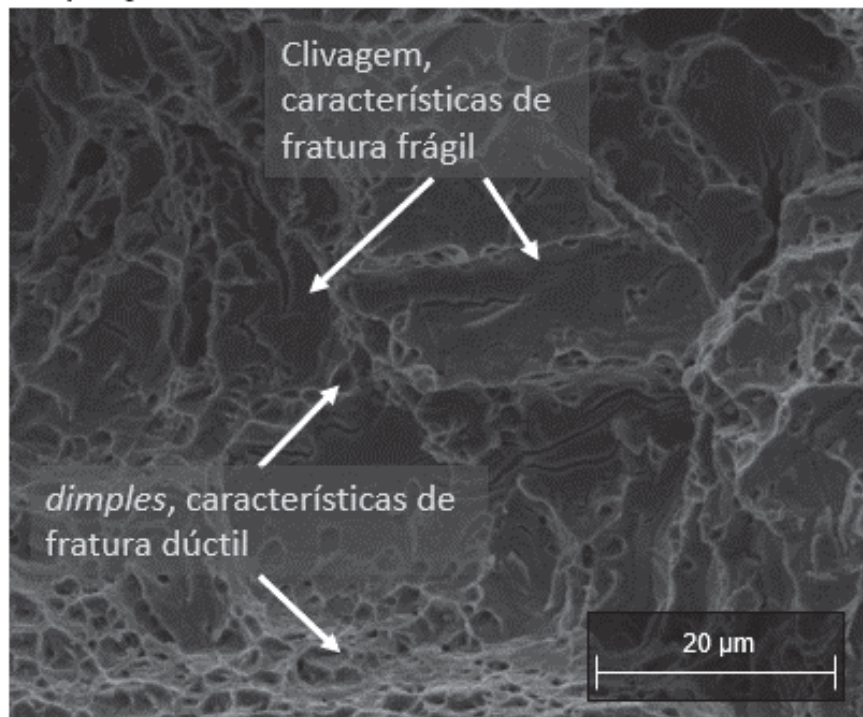
Além disso, em uma dessas regiões mais planas na superfície analisada da amostra 3 foi realizada uma ampliação, conforme marcação na FIGURA 27 (b), sendo possível verificar a presença de *dimples* entre as regiões com clivagem, como pode se notar na FIGURA 27 (c).

Essas diferenças na morfologia da superfície de fratura explicam a fragilização, representada pela diminuição da energia de impacto Charpy entre a amostra 1 e 3, dada pela presença da fase σ .

FIGURA 27 – SUPERFÍCIE FRATURADA APÓS ENSAIO DE CHARPY OBSERVADA AO MEV



Ampliação



(c)

FONTE: O autor (2020).

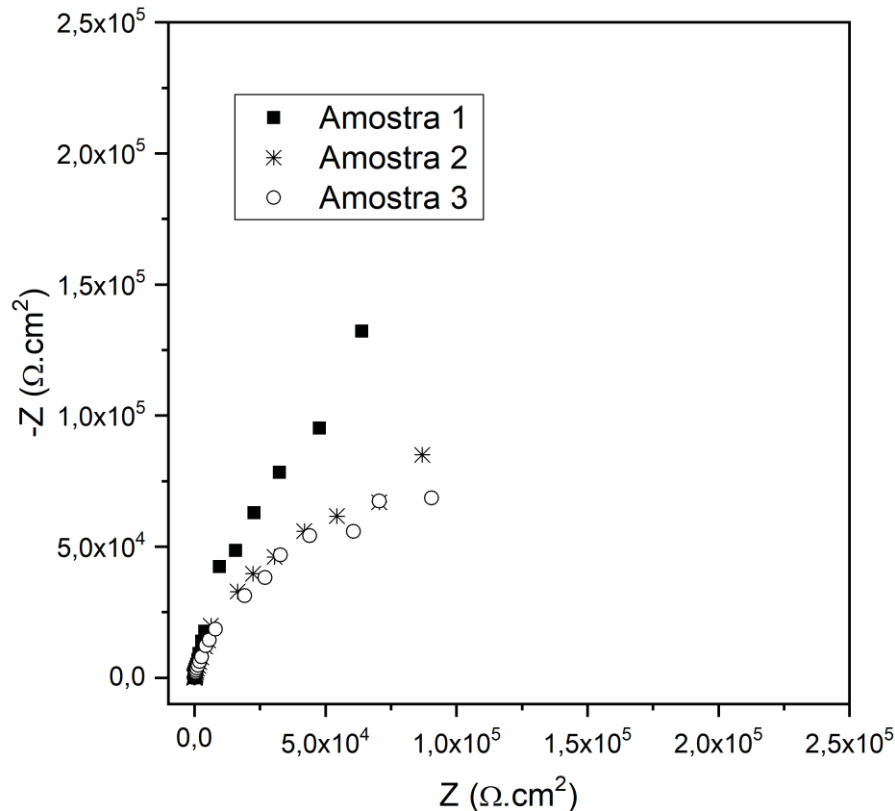
LEGENDA: (a) amostra 1 - presença de *dimples*; (b) amostra 3 - presença de *dimples* e clivagem; (c) ampliação – presença de clivagem e *dimples*.

4.4 ESPECTROSCOPIA DE IMPEDÂNCIA ELETROQUÍMICA

Os perfis de impedância eletroquímica para as amostras estão apresentados na representação de um diagrama de Nyquist (FIGURA 28). As amostras foram imersas em solução contendo íons cloreto na concentração que simula a água do mar, ou seja, 3,5% NaCl.

Observa-se pelo arco capacitivo, que o tamanho do semicírculo é menor para as amostras que foram submetidas ao tratamento térmico por 30 min e 8 h (Amostra 2 e 3, respectivamente) em relação à amostra sem tratamento (Amostra 1). Isso indica, em princípio, que a presença da fase sigma acarreta uma menor resistência à corrosão.

FIGURA 28 – DIAGRAMA DE NYQUIST PARA O AÇO 309L COM DIFERENTES QUANTIDADES DE FASE SIGMA EM SOLUÇÃO AQUOSA DE CLORETO DE SÓDIO 0,6 mol/L (3,5% NaCl).



FONTE: O autor (2020).

A partir do diagrama de Nyquist obtiveram-se os valores de R_p (resistência de polarização) com a extrapolação da curva ao eixo das abcissas (chamado Z real), na região de baixas frequências (à direita do diagrama). Confirma-se a pequena alteração de R_p , sendo em torno de $2,08 \times 10^5 \Omega \cdot \text{cm}^2$ para a amostra 3, $2,48 \times 10^5 \Omega \cdot \text{cm}^2$ para a amostra 2 e $1,10 \times 10^6 \Omega \cdot \text{cm}^2$ para a amostra 1, indicando que o aço sem tratamento é mais resistente à corrosão em meio salino que as amostras com tratamento térmico, independentemente do tempo de tratamento, pois essas são da mesma ordem de grandeza.

Essa diferença de resistência à corrosão entre as amostras pode ser atribuída ao fato de que a difusão do cromo ocorre a uma taxa mais lenta, causando gradientes de concentração mais acentuados ao longo da região que se precipita a fase sigma, conforme explica Ferreira (2009), Hsieh e Wu (2012).

Além disso, espera-se que a formação de austenita secundária (γ_2), com menos cromo, no processo de formação de fase sigma a partir da fase ferrita, contribua para uma resistência inferior à corrosão, conforme explicado por Mathiesen,

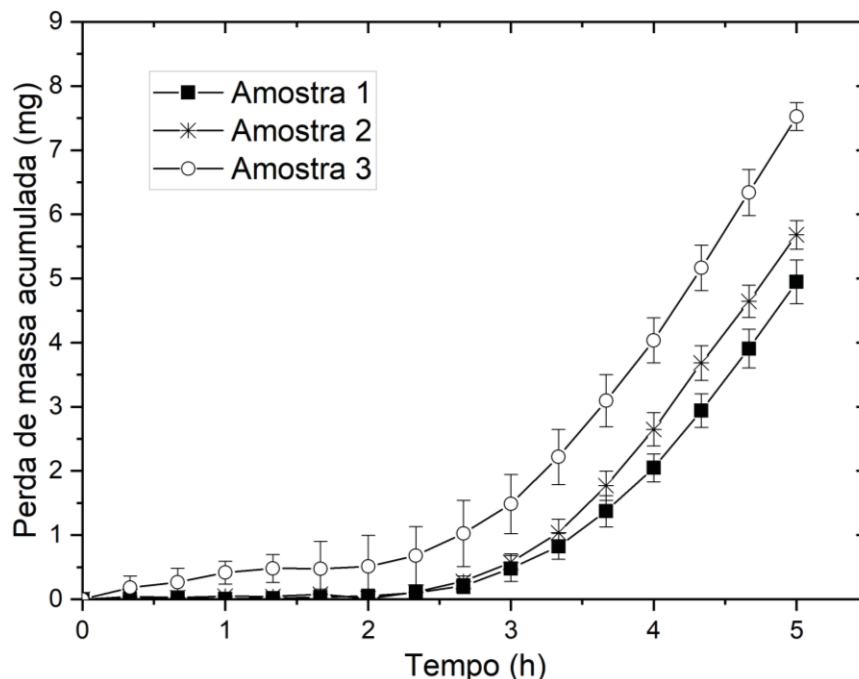
Hansen (2010), Hsieh e Wu (2012). Pois, a baixa disponibilidade de cromo em uma fase metalúrgica reduz a capacidade de formação do filme passivo de Cr_2O_3 , o que facilita um ataque maior dos íons cloretos no aço com mais fase sigma (TAVARES et al., 2010; VIANA, 2014)

Cabe ressaltar que a resistência elétrica da solução se manteve em uma baixa magnitude (36 – 39 Ω), ou seja, dentro do limite aceitável para medidas de impedância eletroquímica que é de valores menores ou iguais a 50 Ω . Além disso, no APÊNDICE 3 – TRATAMENTO DOS DADOS OBTIDOS NO ENSAIO DE ESPECTROSCOPIA DE IMPEDÂNCIA ELETROQUÍMICA, tem-se tabelas com as medidas e o respectivo tratamento dos dados para construção do diagrama de Nyquist da FIGURA 28.

4.5 ENSAIO DE EROÇÃO POR CAVITAÇÃO

A evolução da perda de massa acumulada em função do tempo de ensaio para as diferentes condições estudadas aqui está apresentada na FIGURA 29. As curvas apresentadas nesta figura possibilitam visualizar e comparar o comportamento à erosão por cavitação até o estágio de taxa máxima entre cada condição estudada, apresentando os estágios de cavitação conforme mostrados na norma ASTM G32-10.

FIGURA 29 – CURVA DE PERDA DE MASSA ACUMULADA vs. TEMPO DE ENSAIO



FONTE: O autor (2020).

Constata-se, por meio da FIGURA 29, que a amostra 1, sem fase sigma, exibiu a menor perda de massa acumulada média no final do ensaio ($4,95 \pm 0,34$ mg). No outro extremo, a amostra 3, com maior quantidade de fase sigma, apresentou a maior perda de massa acumulada ($7,52 \pm 0,22$ mg), seguida da amostra 2 ($5,68 \pm 0,22$ mg).

A duração de 5 h do ensaio foi o suficiente para atingir o estágio de máxima taxa de erosão. Com isso foi possível obter os períodos de incubação, de incubação nominal e a taxa de erosão máxima conforme apresentados na TABELA 6. Mais informações sobre a obtenção desses parâmetros podem ser encontradas no APÊNDICE 5.

TABELA 6 – PERÍODO DE INCUBAÇÃO, PERÍODO DE INCUBAÇÃO NOMINAL E TAXA DE EROSIÃO MÁXIMA

Amostra	Período de incubação (h)	Período de incubação nominal (h)	Taxa de erosão máxima (mg/h)
Amostra 1	$2,7 \pm 0,2$	$3,2 \pm 0,2$	$2,7 \pm 0,6$
Amostra 2	$2,6 \pm 0,1$	$3,1 \pm 0,2$	$3,0 \pm 0,5$
Amostra 3	$0,6 \pm 0,5$	$2,8 \pm 0,3$	$3,5 \pm 0,6$

FONTE: O autor (2020).

O maior período de incubação (2,7 h) e a menor taxa de erosão máxima (2,7 mg/h) foram encontrados na amostra 1. Por outro lado, o pior desempenho foi da amostra 3 que apresentou uma redução de 78 % no período de incubação e um aumento de 30 % na taxa de erosão máxima em relação a amostra 1. A amostra 2, por sua vez, apresentou um desempenho intermediário em relação à taxa de erosão máxima, contudo, um período de incubação similar à amostra 1.

Todos esses parâmetros são utilizados como indicadores da resistência à erosão por cavitação e pioraram com o aumento da fração de fase sigma, ou seja, o período de incubação diminuiu e a taxa de erosão máxima aumentou.

O valor do período de incubação, por ser mais rigoroso, é menor que o do período de incubação nominal. A diferença entre esses valores foi aproximadamente constante para as amostras 1 e 2 (0,5 h). Porém, a amostra 3 apresentou uma diferença quatro vezes maior (2,2 h) em relação às demais, o que indica, neste caso, um maior tempo no estágio de aceleração. A taxa de erosão máxima, por sua vez, aumentou quase de forma linear com o aumento da quantidade de fase sigma.

4.5.1 Avaliação da superfície cavitada

A cavitação causa em aços inoxidáveis austeníticos, inicialmente, a formação de pequenos pites que crescem em número durante o estágio de incubação do teste de cavitação. Além disso, neste estágio ocorre deformação plástica e o aparecimento de ondulações em toda superfície da amostra (AHMED et al., 1991).

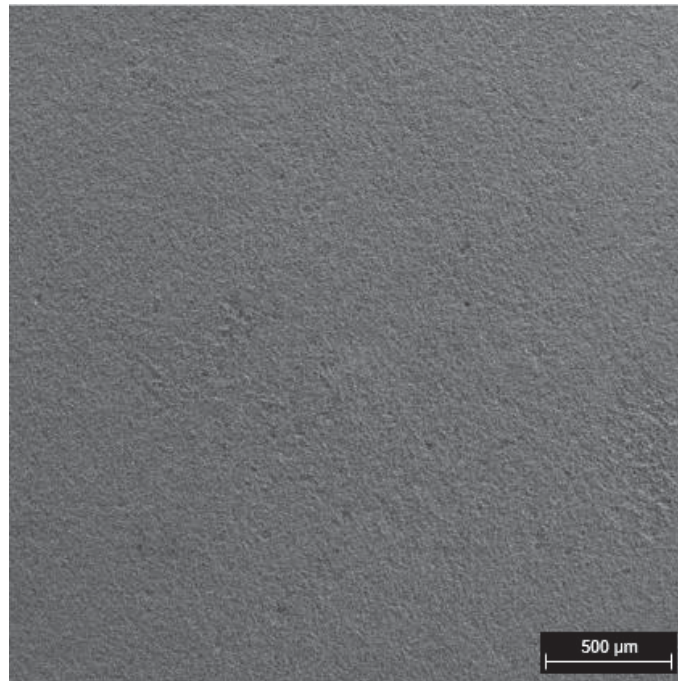
Essas ondulações na superfície correspondem às regiões do material com a presença de defeitos como contornos de grãos, contornos de macla e bandas de deslizamentos, segundo Bregliozzi et al. (2005). Esses autores ainda relatam que esses defeitos, com o colapso contínuo das bolhas, são suavizados. Porém, posteriormente, a remoção de material começa nesses locais.

Com o passar do tempo de ensaio, as superfícies resultantes são caracterizadas pela formação de crateras, ondulações e relevo com degraus salientes, com características de fratura dúctil, evidenciados no estágio de maior taxa de erosão (HEATHCOCK; PROTHEROE; BALL, 1982; BREGLIOZZI et al., 2005).

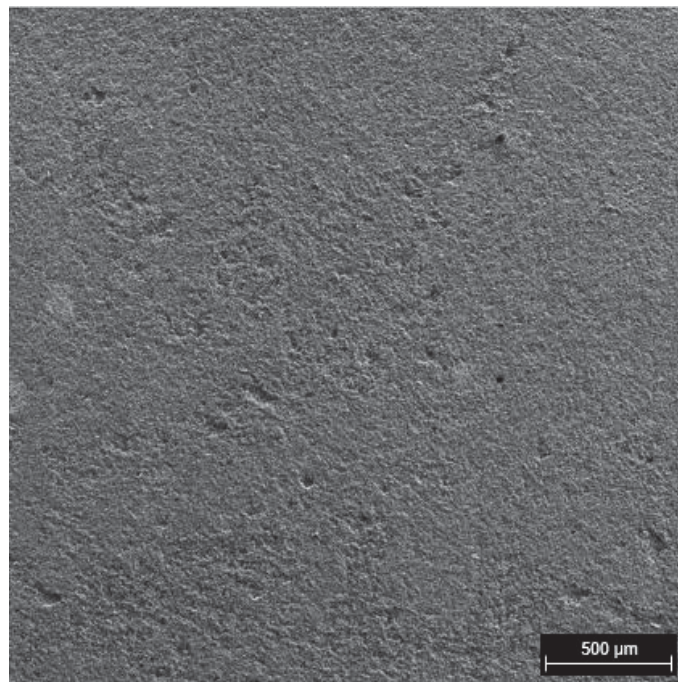
Essas características morfológicas da superfície cavitada supracitadas também foram observadas ao MEV nas amostras, após 5 h de teste, no estágio de maior taxa de erosão, na posição central, como podem ser verificadas na FIGURA 30, comparando-se as amostras 1 e 3. A diferença entre as duas condições é o aspecto brilhoso e o maior desgaste da amostra com fase sigma (amostra 3).

Observou-se regiões isoladas identificadas como “crateras”, cada vez maiores e mais profundas com o aumento da quantidade da fase sigma na superfície cavitada, confirmando o comportamento danoso desta fase na solda do aço 309L.

FIGURA 30 – IMAGENS OBTIDAS DO CENTRO DAS SUPERFÍCIES CAVITADAS DAS AMOSTRAS APÓS 5 HORAS DE ENSAIO



Amostra 1



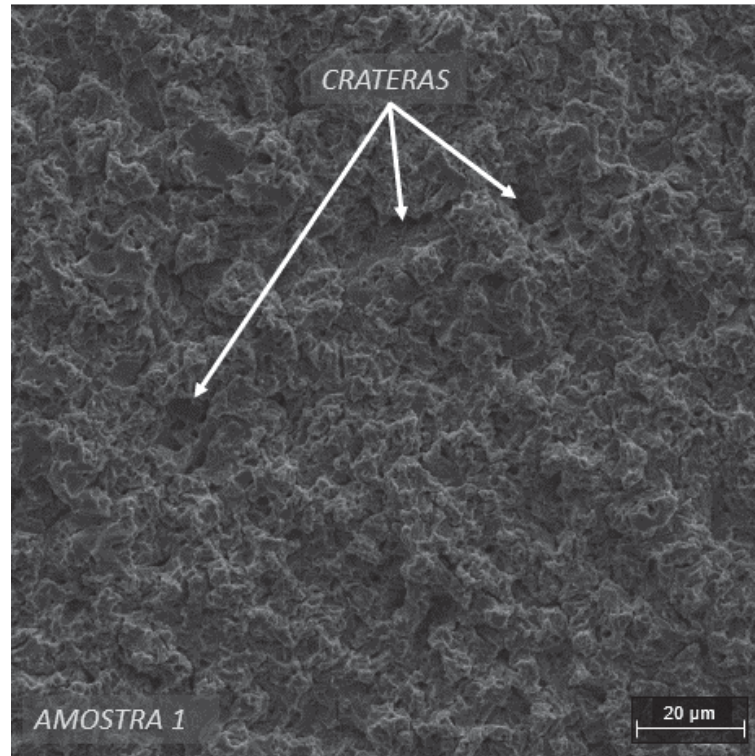
Amostra 3

FONTE: O autor (2020).

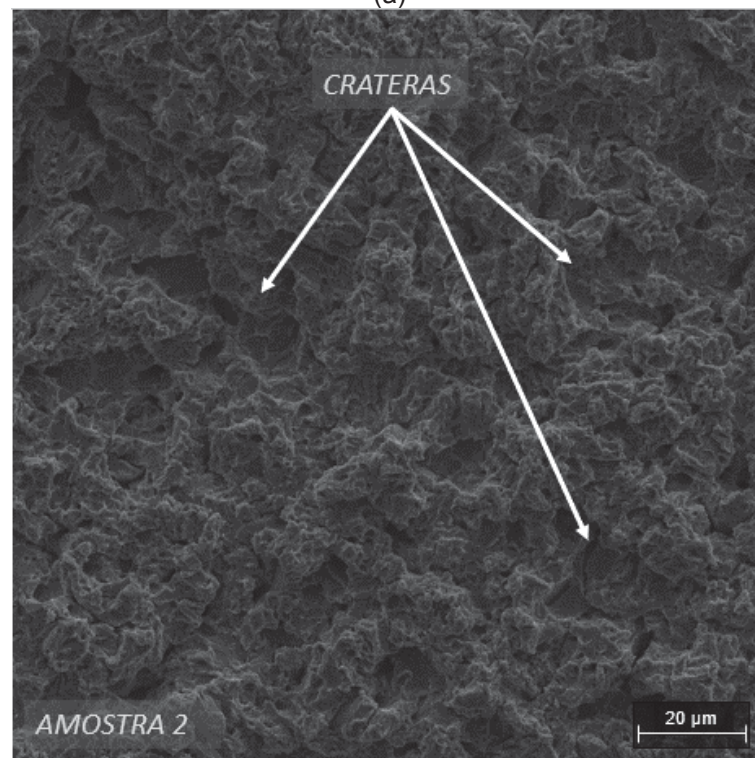
Já a FIGURA 31 mostra com maior ampliação, via MEV, estas “crateras”, formadas após 5 h de ensaio de cavitação nas amostras, observando-se a posição

central dos corpos de prova. Destaca-se a presença de “crateras” cada vez maiores em tamanho e em número, à medida que se aumenta a quantidade de fase sigma.

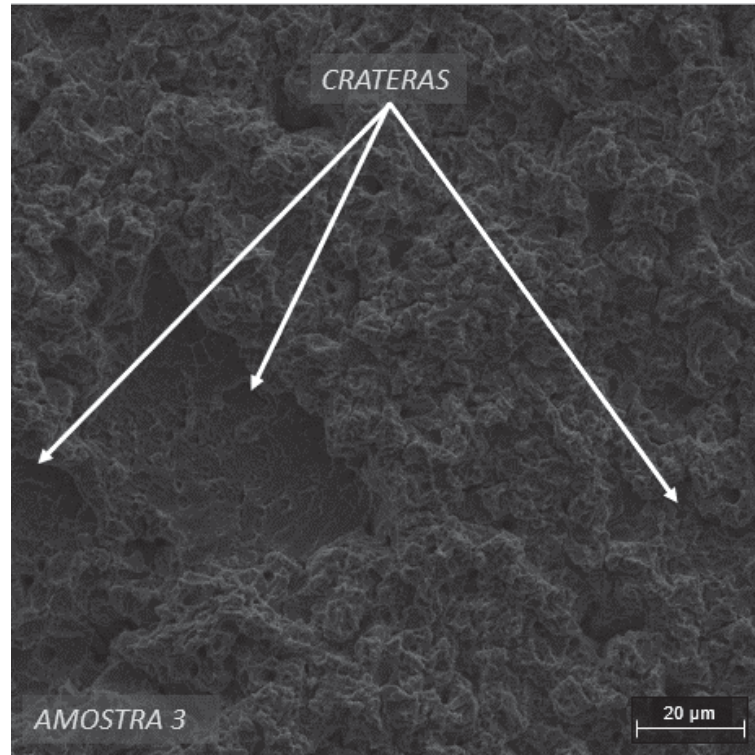
FIGURA 31 – IMAGENS OBTIDAS COM AMPLIAÇÃO DE 2000X DO CENTRO DAS SUPERFÍCIES CAVITADAS DAS AMOSTRAS APÓS 5 HORAS DE ENSAIO



(a)



(b)



(c)

FONTE: O autor (2020).

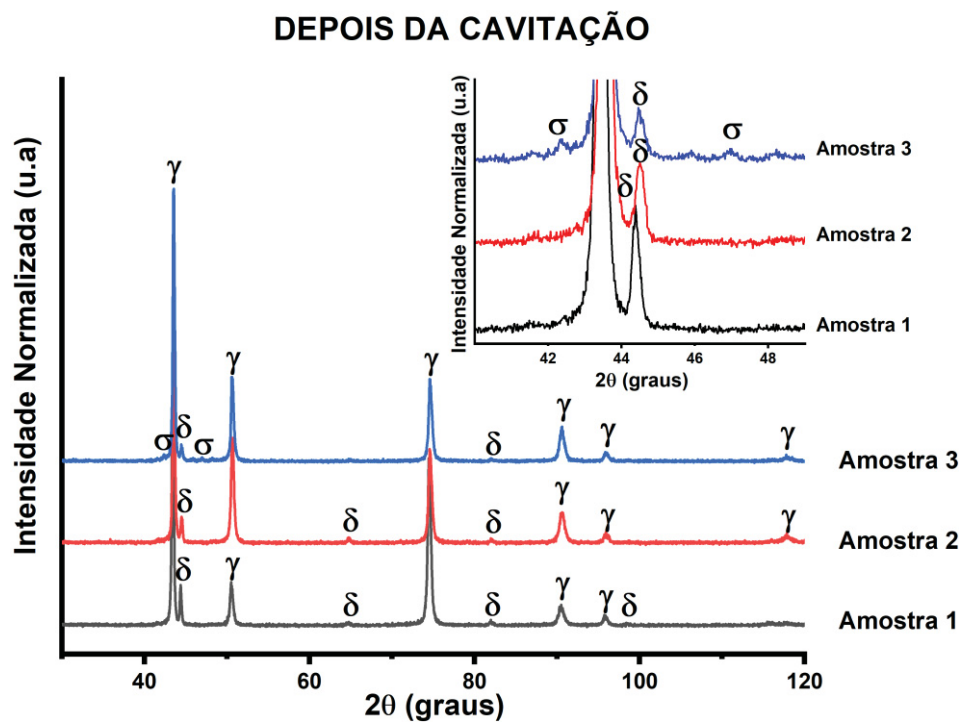
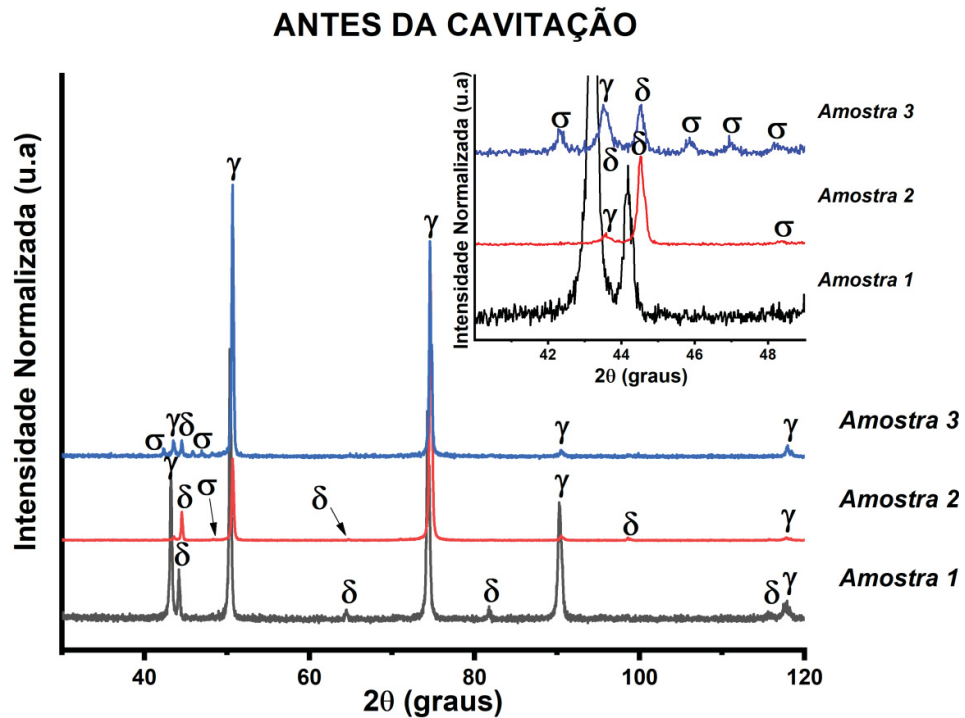
LEGENDA: Estão indicadas pelas flechas alguns exemplos das crateras formadas nas superfícies cavitadas das amostras.

A morfologia das “crateras” da superfície cavitada por 5 h da amostra 3 (FIGURA 31 (c)) era similar as regiões mais planas da superfície fraturada da mesma amostra, após o ensaio de impacto Charpy, apresentadas na FIGURA 27 (b) e ampliada na FIGURA 27 (c). Tal constatação indica um comportamento mais frágil da amostra com mais fase sigma frente à cavitação, similar ao identificado no ensaio de impacto Charpy. Desta forma, o aumento de 30 % observado na taxa de erosão máxima entre a amostra 1 e amostra 3 pode ser justificado pela diminuição da tenacidade causada pela presença da fase sigma.

Como vimos no item 4.1.3, através da análise por DRX, o que aqui está rerepresentado na FIGURA 32 (a), foi identificado picos de fase σ nas amostras 2 e 3 na superfície não cavitada, no centro do corpo de prova.

Porém, nesta mesma região central, agora cavitada por 5 h, verificou-se que os picos de fase σ praticamente não apareceram no difratograma, como mostra a FIGURA 32 (b), indicando que as partículas precipitadas de fase σ são as primeiras a serem removidas durante a cavitação.

FIGURA 32 – COMPARATIVO ENTRE OS DIFRATOGRAMAS DAS AMOSTRAS ANTES E APÓS 5 HORAS DE ENSAIO DE EROÇÃO POR CAVITAÇÃO⁴³



FONTE: O autor (2020).

⁴³ Mais detalhes no APÊNDICE 1

Ribeiro et al. (2010) reportou que precipitados, menos tenazes que a matriz (como é o caso da fase σ) e maiores em tamanho, são preferencialmente removidos do material durante à erosão por cavitação. Isso é devido às diferenças de rigidez entre os precipitados e a matriz, conforme explicado por Boccanera, Barra e Buschinelli (1999).

Constatou-se, também pela FIGURA 32 (b), que não houve transformação de fase durante o teste de cavitação das amostras, o que poderia aumentar a resistência à erosão por cavitação do material. Isso já era esperado para este aço 309L, conforme a literatura.

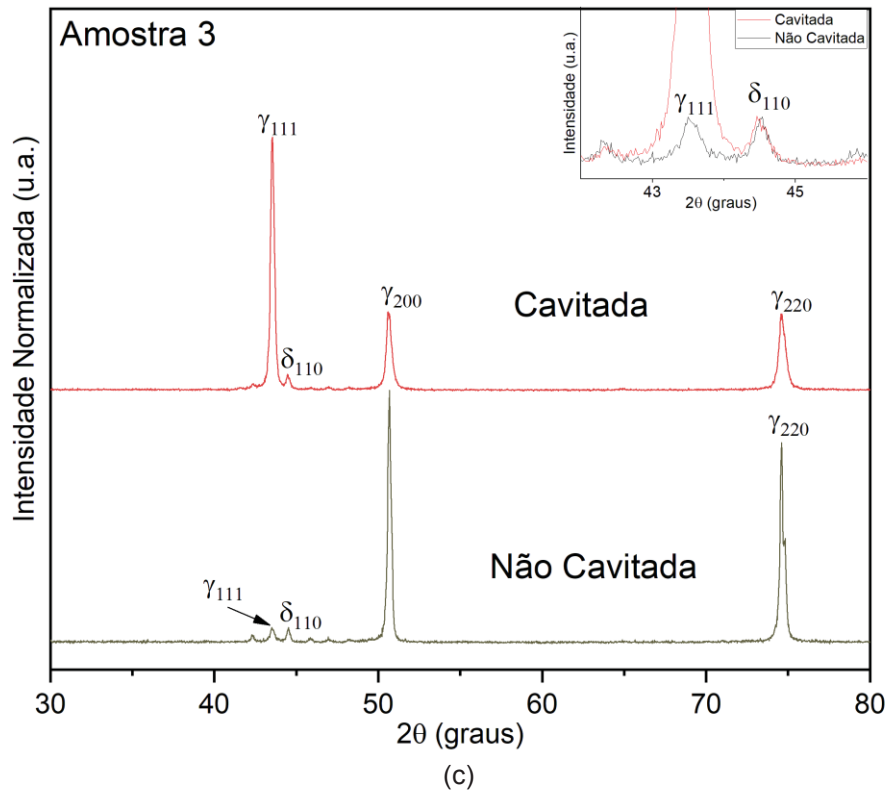
Segundo Procopiak (1997) e Boccanera (1999), a ausência de transformação de fase induzida por deformação plástica é devida à temperatura Md_{30} . Este parâmetro, que depende da composição química e indica a estabilidade da austenita, está muito abaixo da temperatura ambiente ($Md_{30} = -139\text{ }^{\circ}\text{C}$), devido aos altos teores de Cr e Ni do aço 309L, que abaixam o valor desse parâmetro.

Como vimos na revisão bibliográfica, Ribeiro (2007) explicou que quanto menor Md , mais estável é austenita e maior é o período de incubação, caso a transformação de fase fosse ainda possível, ou seja, se Md_{30} fosse próximo da temperatura ambiente. Porém, não é o caso do aço estudado.

Houve também variação das intensidades relativas dos picos da fase austenítica (γ), principalmente quando se comparou os difratogramas das superfícies das amostras cavitadas com as superfícies das amostras ainda não cavitadas, como pode ser visto com mais clareza na FIGURA 33.

A FIGURA 33 apresenta uma parte do difratograma mostrado na FIGURA 32, mostrando apenas o intervalo entre 30° a 80° do ângulo 2θ , porém separado por amostra. Na figura, além dos picos de austenita (γ_{111} , γ_{200} e γ_{220})⁴⁴, está indicado o pico de ferrita (δ_{110}). Além do mais, no canto superior direito dos difratogramas, apresenta-se um detalhe, destacando os picos γ_{111} e δ_{110} .

⁴⁴ γ_{hkl} , sendo h, k e l, os índices de Miller.



FONTE: O autor (2020).

Em todas as amostras, o pico γ_{111} aumentou sua intensidade consideravelmente depois de cavitada. O pico γ_{200} , em contrapartida, diminuiu consideravelmente sua intensidade nas amostras 1 e 3 e aumentou um pouco na amostra 2, isso também depois de cavitada. Já o pico γ_{220} diminuiu bastante, após a cavitação, nas amostras 2 e 3 e manteve-se constante na amostra 1. Isso mostra uma redistribuição das orientações cristalográficas.

Santa et al. (2011), além de também não detectar nenhuma transformação de fase após a cavitação, relataram também essa variação nas intensidades relativas à fase austenítica após cavitação do aço 309. Os autores atribuíram esse fato à acomodação plástica da textura cristalográfica⁴⁵.

Quando um material é deformado, o principal mecanismo de deformação atuante consiste no deslizamento de planos atômicos de orientações preferenciais. Em materiais policristalinos, como consequência, ocorre uma rotação do reticulado na

⁴⁵ Textura é a orientação cristalográfica que aparece em maior ou menor quantidade quando comparada a uma referência. Um mesmo aço inoxidável austenítico 309L pode, por exemplo, ter diferentes texturas para condições de deformação plástica e tratamento térmico diferentes (GUIMARÃES JUNIOR, 2016).

direção da deformação, que macroscopicamente pode dar origem a uma orientação preferencial chamada de textura (GUIMARÃES JUNIOR, 2016).

A textura final de um material depende da forma imposta de deformação, da temperatura, e ainda, da orientação inicial dos grãos antes da deformação, no caso particular de pequenas deformações (GUIMARÃES JUNIOR, 2016). Contudo, a determinação desta textura final na superfície, apesar de influenciar no comportamento dos materiais, está fora dos objetivos deste trabalho.

No caso particular da amostra 1, após a cavitação, observou-se um deslocamento para a direita dos picos do difratograma, tanto da austenita quanto da ferrita, como pode se ver no detalhe no canto superior direito da FIGURA 33 (a).

Pela Lei de Bragg, como θ foi maior, na amostra 1 após a cavitação, a distância interplanar (d_{hkl}) foi menor quando comparada com a amostra 1 não cavitada. Isso porque a cavitação produz pulsos de tensões compressivas suficientemente intensos que podem diminuir a distância interplanar e, conseqüentemente, deslocar os picos do difratograma para a direita.

Vale ressaltar que os picos da austenita e ferrita da amostra 1 cavitada estão deslocados à esquerda dos padrões (sem tensão residual), obtidos via cartas JCPDS, Isso indicou a presença de tensões residuais de tração na superfície após a cavitação também, assim como na superfície não cavitada, como foi relatado no item 4.1.3.

Nas amostras 2 e 3, após a cavitação, não se percebeu deslocamentos significativos nos picos dos difratogramas em relação às amostras 2 e 3 na condição não cavitada, como se pode verificar nas FIGURA 33 (b) e FIGURA 33 (c), respectivamente, assim como em relação aos padrões, obtidos nas cartas JCPDS.

Lembrando que as amostras 2 e 3, antes dos testes de cavitação, também não apresentaram desvios significativos nos picos dos difratogramas em relação aos padrões, como foi mencionado no item 4.1.3.

4.5.2 Avaliação da superfície entre a região cavitada e não cavitada.

Normalmente se analisa os mecanismos de danos provocados pela cavitação utilizando MEV, em diferentes tempos de ensaio, observando sempre o mesmo local na região cavitada. Mas, alternativamente, optou-se por analisar a região entre a zona cavitada e a não cavitada, no tempo fixo de 5 h de ensaio vibratório de cavitação, ou seja, já no estágio de maior taxa de erosão para todas as amostras.

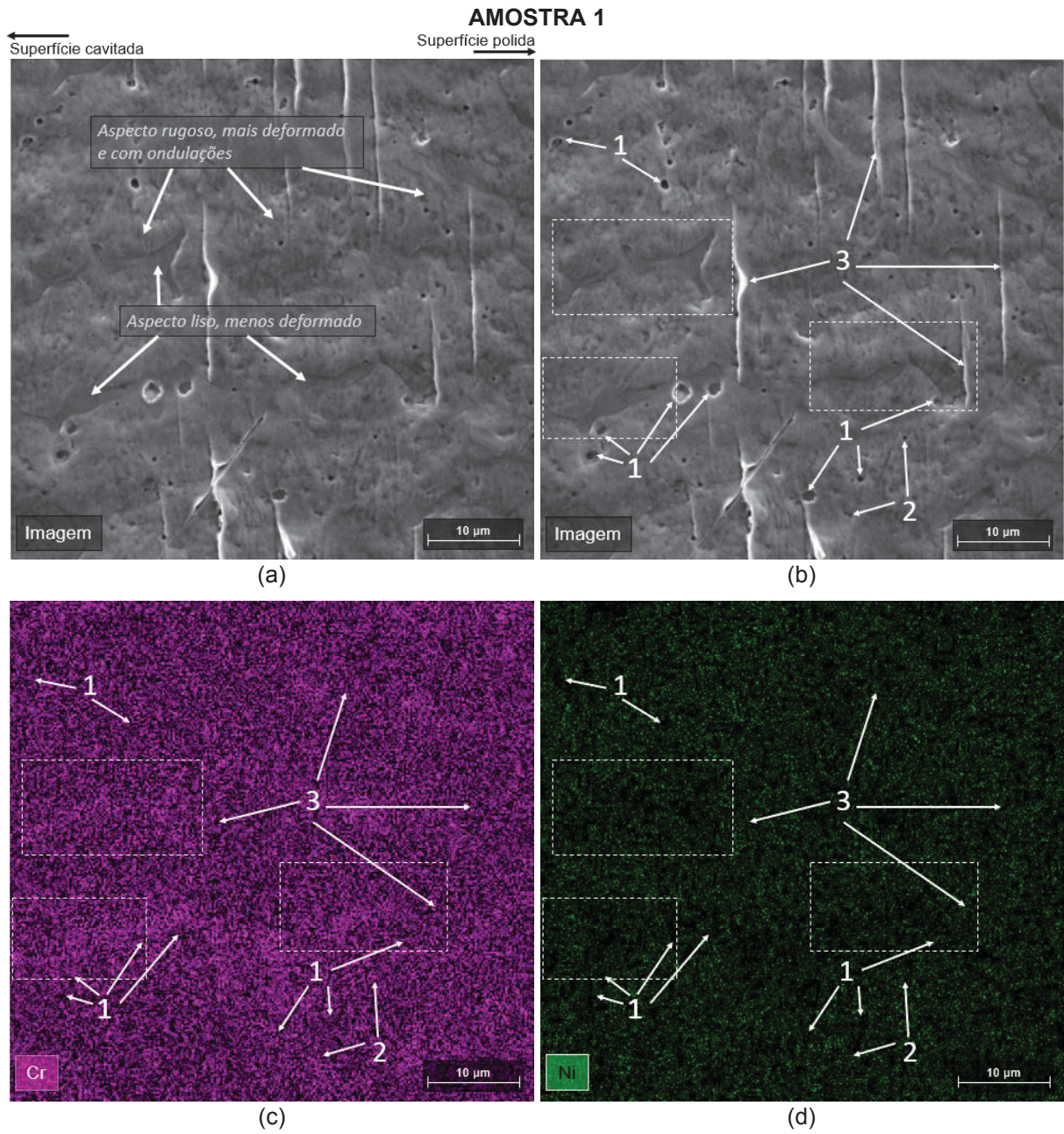
Avaliar essa superfície intermediária de cada amostra, comparando-as, foi uma abordagem analítica complementar para entender os mecanismos de dano por cavitação, que levam as amostras com maior quantidade de fase sigma a terem pior desempenho no ensaio de erosão por cavitação.

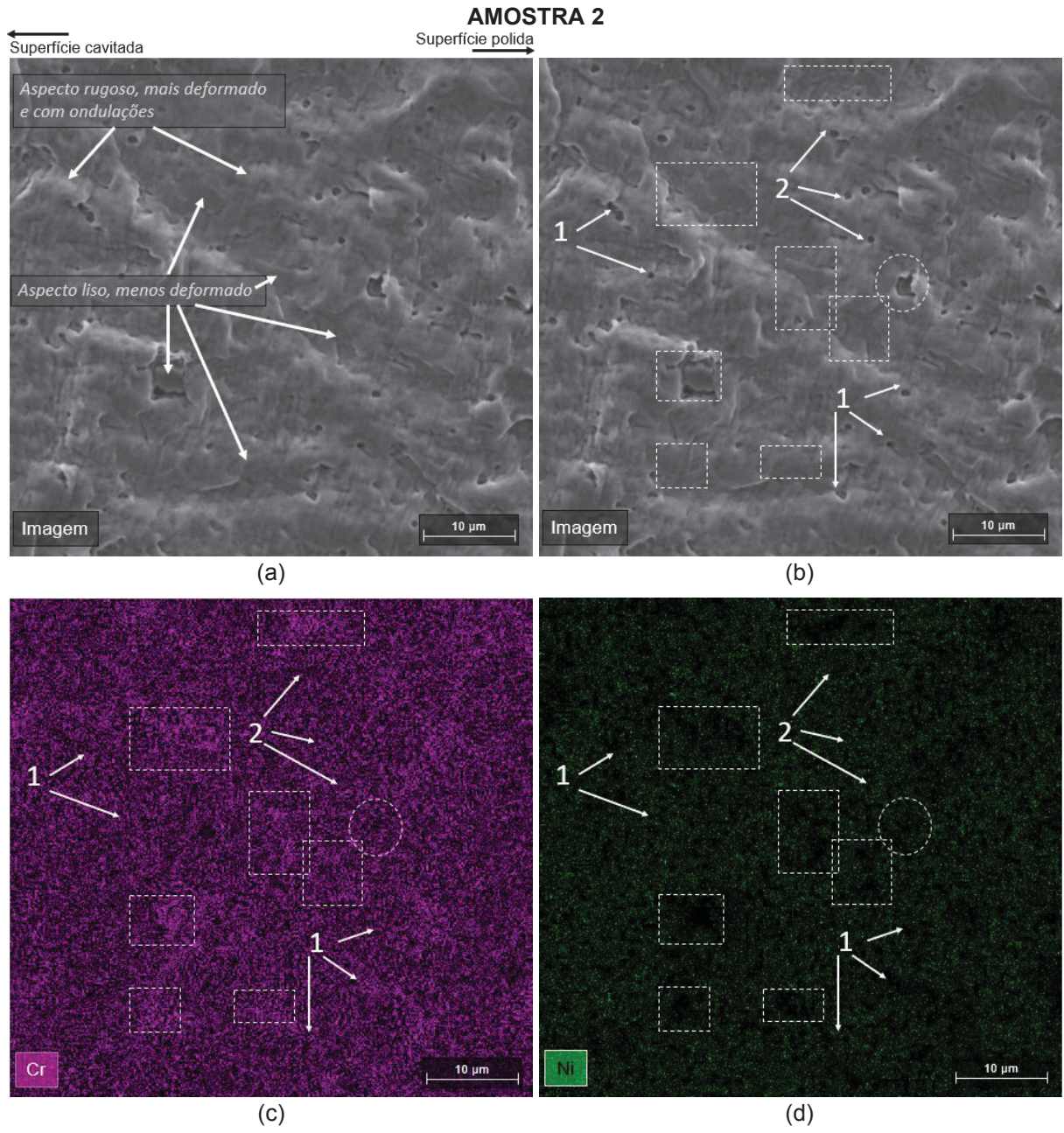
Essa região intermediária não é uma superfície totalmente cavitada e nem totalmente não cavitada. Por isso, ela traz informações sobre os mecanismos de dano, quando comparados com a literatura, tanto das etapas iniciais da erosão por cavitação quanto das etapas mais avançadas, dependendo da proximidade com a região cavitada.

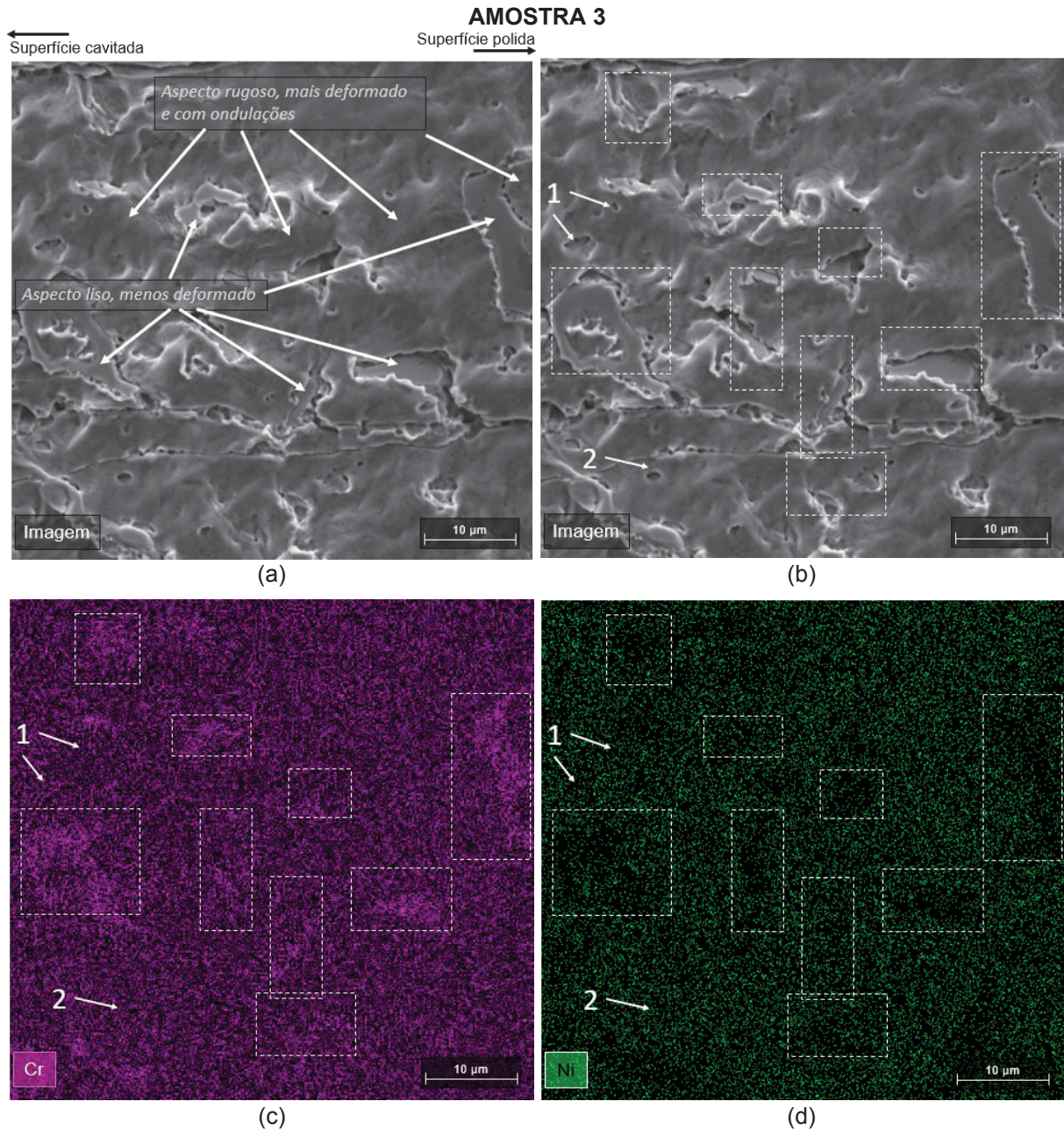
Para cada amostra, a superfície intermediária entre a zona cavitada e a não cavitada (polida) foi analisada pela técnica de MEV-EDS, para visualizar os danos presentes e verificar a influência da distribuição dos elementos químicos principais (cromo e níquel) e, conseqüentemente, a influência da precipitação da fase sigma.

A FIGURA 34 mostra um conjunto de 4 imagens para cada amostra, sendo que a primeira imagem (“a”) apresenta parte da superfície intermediária entre a região cavitada e a não cavitada, obtida via MEV (indicados como “Imagem”), apontando aspectos da superfície. Ao lado, a segunda imagem (“b”) repete a primeira, porém indicando alguns pontos de destaque da morfologia da superfície. Por fim, na terceira (“c”) e a última (“d”) estão os mapeamentos por EDS dos principais elementos químicos Cr e Ni, respectivamente. O cromo está representado pela cor roxa e o níquel está representado pela cor verde. Além disso, nessa figura está indicada a posição relativa das imagens, sendo à direita, o sentido da área polida e, à esquerda, o sentido da zona cavitada da amostra.

FIGURA 34 – ASPECTOS DA SUPERFÍCIE E MAPEAMENTO DOS PRINCIPAIS ELEMENTOS QUÍMICOS NA REGIÃO INTERMEDIÁRIA ENTRE A ZONA CAVITADA E POLIDA







FONTE: O autor (2020).

LEGENDA: Setas: “1” – pequenas crateras em regiões com - Ni e + Cr; “2” – pequenas crateras em regiões sem grandes diferenças na presença de Cr e Ni; “3” – linhas verticais embranquecidas (apenas na amostra 1); Retângulo tracejado: regiões com - Ni e + Cr; Círculo tracejado: regiões com - Cr e - Ni (exemplo na amostra 2).

Como mostra a FIGURA 34, todas as amostras apresentaram pequenas regiões circulares (pequenas “crateras”) na região intermediária entre a zona cavitada e polida, que estão apontadas por setas. A partir do mapeamento EDS, estas pequenas crateras que corresponderam a uma região com menos níquel e mais cromo, foram indicadas por setas com o “número 1”. Essas regiões corresponderam

às regiões com ferrita ou sigma, dependendo da amostra, já que estas estruturas apresentam maior solubilidade para elementos ferritizantes, como cromo.

Porém, pequenas crateras sem grandes diferenças na concentração de cromo e níquel estão indicadas pelo “número 2”. Esses pites provavelmente correspondem às regiões com defeitos pré-existentes⁴⁶, inclusões que foram removidas ou, simplesmente, regiões com grãos do aço removidos por fratura por impacto.

Na amostra 1, excepcionalmente, foi encontrada, nas imagens obtidas por MEV, algumas linhas verticais esbranquiçadas na região de interface entre a superfície cavitada e não cavitada, que estão indicadas por setas pelo “número 3”, as quais, provavelmente, são contornos de grão com intensa deformação plástica, similar ao encontrado no trabalho de Varela Jiménez em aço 304 (2014)

O surgimento dessas pequenas crateras ou pites foi relatado por Ahmed (1991) e Severo (2017) na região cavitada no primeiro estágio da erosão cavitacional. Não por coincidência, esses pites apareceram, na região intermediária, mais evidentemente nas amostras 1 e 2, que apresentaram um período de incubação bem maior em comparação a amostra 3, como foi apresentada na TABELA 6.

Na imagem da amostra 2, além dessas regiões com diferenças na quantidade de Ni e Cr, apresentou-se uma “cratera” (círculo tracejado na FIGURA 34), que no mapeamento por EDS, apresentou baixas quantidades de ambos elementos, o que indicou a presença de uma pequena inclusão ou precipitado (como MnS), rodeado por grãos deformados de austenita.

Notou-se também, nestas imagens via MEV, em todas as amostras, regiões de superfície mais lisa e menos deformada, que coincidem com as regiões indicadas por retângulos tracejados na FIGURA 34. Sendo que essas regiões corresponderam às regiões com menos níquel e mais cromo, como se pode verificar no mapeamento desses elementos. Além disso, essas regiões representaram as regiões com ferrita e/ou sigma, dependendo da amostra, que apresentam maior relação Cr/Ni. Além disso, essas regiões são delineadas devido ao fluxo material durante a deformação plástica da matriz austenítica

Por outro lado, foi observado nas regiões da matriz austenítica, maior deformação, aspecto rugoso e ondulações superficiais, como estão indicados na

⁴⁶ Defeitos provenientes do lixamento e do polimento.

FIGURA 34. Isso é devido à diferença de ductilidade das estruturas, sendo a ferrita (CCC) e/ou sigma (TCC) menos dúctil do que a austenita (CFC).

Santa et al. (2011) e Ribeiro et al. (2010) explicaram que a ferrita (δ) e a interface ferrita / austenita são preferencialmente removidas no aço 309L sem fase sigma (amostra 1), visto que a ferrita tem resistência à cavitação inferior a austenita.

A ferrita inserida na matriz pode vir a se fraturar devido à deformação plástica em sua vizinhança, gerando assim o ponto de partida para a propagação da trinca, ocasionando a fratura por clivagem. As regiões de ferrita, na amostra 1, como vimos na FIGURA 34, apresentou regiões com aspecto liso e sem deformação, característica de fratura frágil (por clivagem).

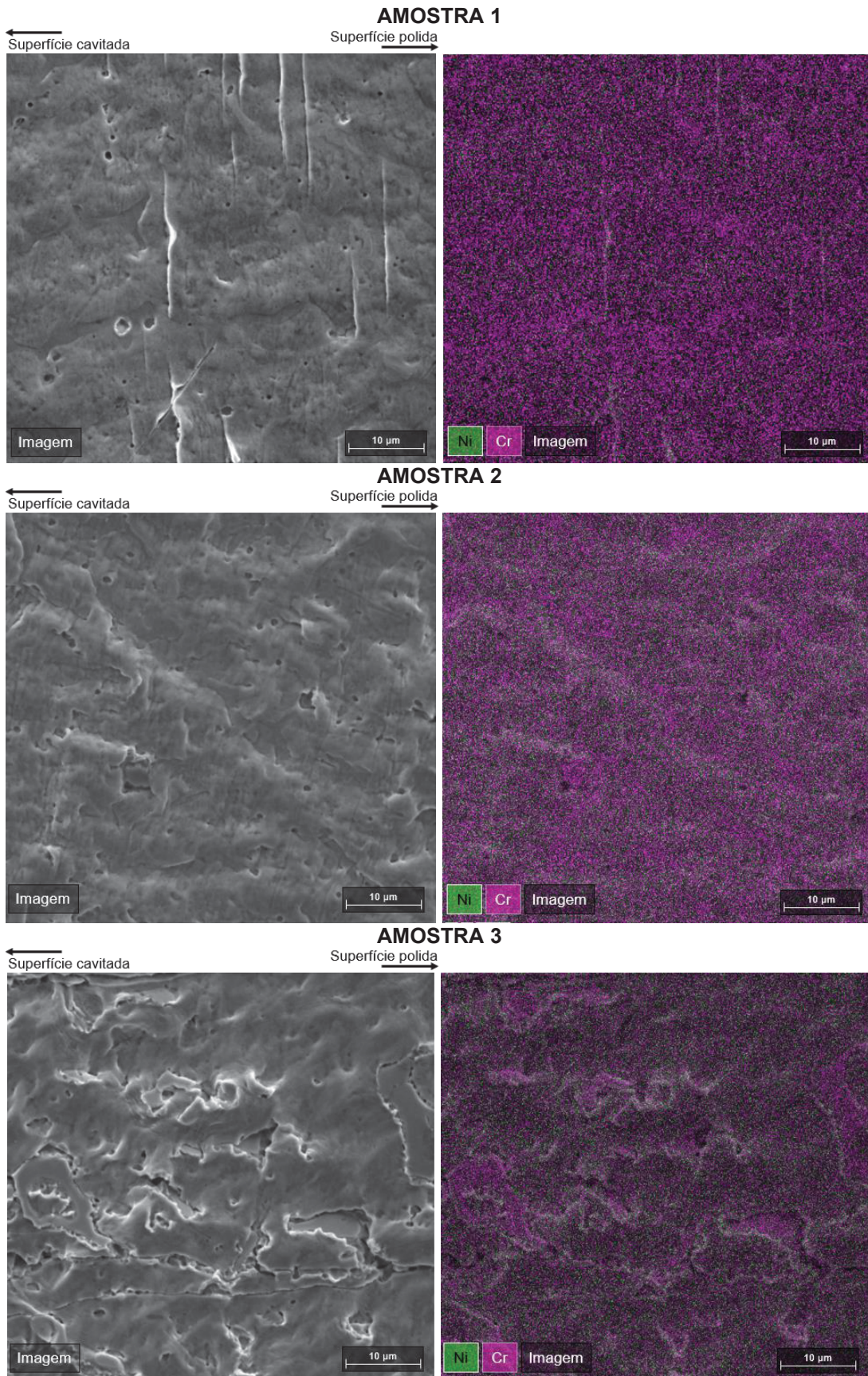
Porém, como vimos, a amostra 1, no ensaio de impacto Charpy (item 4.3), apresentou apenas aspectos de fratura dúctil, pois este ensaio envolve baixas taxas de deformação, conforme explicou Cardoso (2005).

Esse aspecto frágil observado na amostra 1 pode ser explicado incluindo conceitos de fratura por fadiga, já que os estágios de aceleração e de maior taxa de erosão por cavitação apresentam características de fratura por fadiga, conforme Hattori e Nakao (2002). A cavitação é um processo que envolve as implosões de microbolhas de forma violenta, em um curto intervalo de tempo e altas tensões, repetidamente (FRANC, MICHEL; 2005). Isso produz altas taxas de deformação na superfície do material, conforme relatou Hattori e Nakao (2002). Quanto maior a taxa de deformação, menor é a tenacidade à fratura (K_{IC}) da fase ferrítica, pois altas taxas de deformação restringem a deformação plástica, o que diminui a ductilidade e proporciona fratura frágil.

Aspectos frágeis na amostra 2 e 3, mostrados na FIGURA 34, já eram mais esperados, devido à presença da fase sigma e sua influência no comprometimento da tenacidade das amostras, como vimos no item 4.1.3.

Em todas as amostras, de maneira geral, as zonas com mais cromo coincidiram com as regiões mais desgastadas pela erosão cavitacional. Isso é mais bem percebido na FIGURA 35, que reapresentou as imagens obtida por MEV e, ao lado, é mostrado o mapeamento EDS dos elementos Cr e Ni sobreposto a imagem da superfície obtida via MEV.

FIGURA 35 – MAPEAMENTO SOBREPOSTO DOS PRINCIPAIS ELEMENTOS QUÍMICOS NA REGIÃO INTERMEDIÁRIA ENTRE A ZONA CAVITADA E POLIDA



FONTE: O autor (2020).

Essas zonas com mais cromo se apresentaram bem delimitadas na FIGURA 35, com aparência de dendritas, de forma similar ao que vimos na microscopia ótica (FIGURA 22), principalmente nas crateras da amostra 3 e com menos intensidade na amostra 2. A amostra 1, sem a fase sigma, apresentou a distribuição do cromo e níquel bem mais homogênea na superfície (FIGURA 35 (a)) e não apresentou aquelas regiões bem delineadas e mais profundas, com aparência de dendritas como na amostra 3.

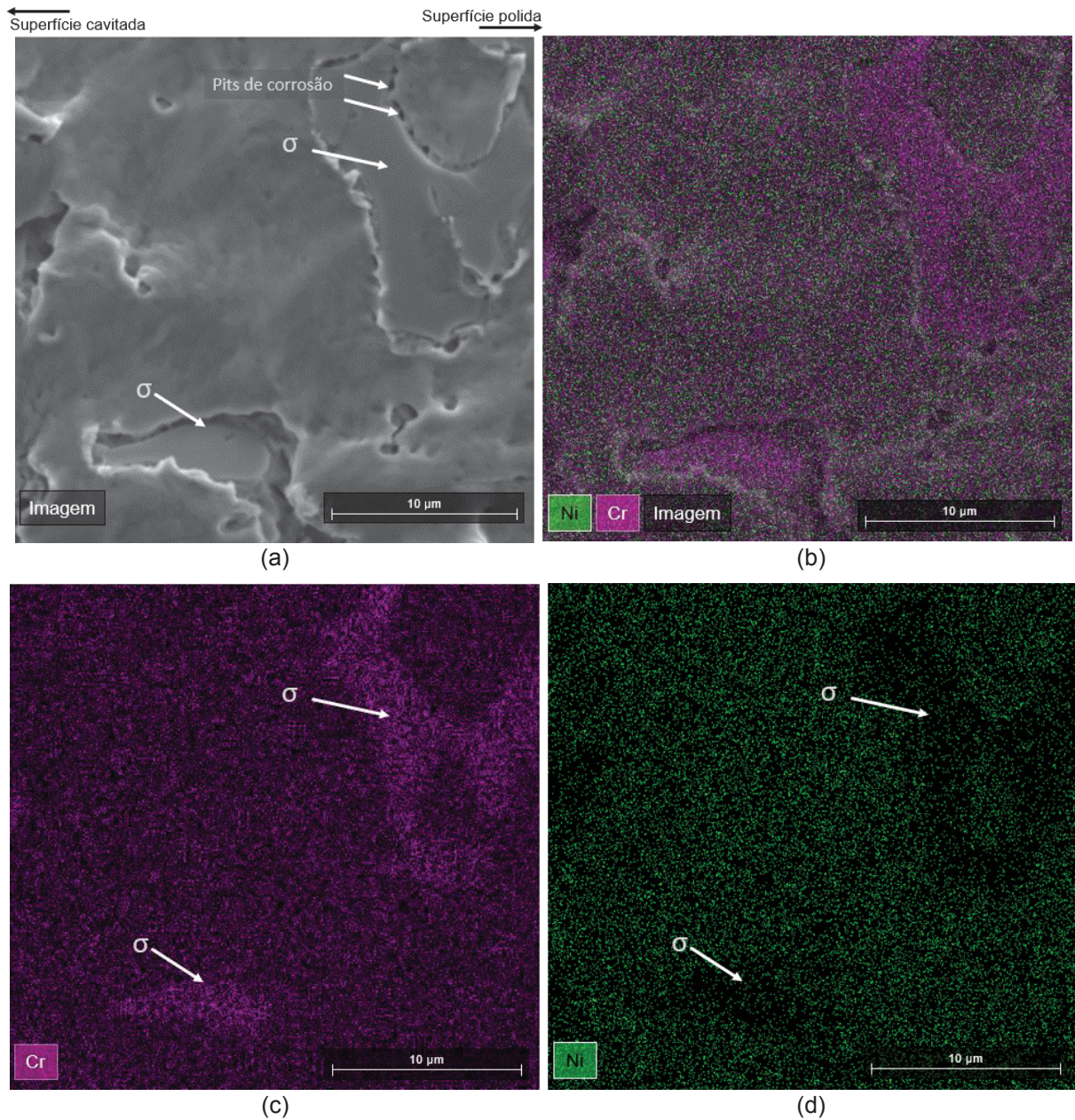
A presença da fase sigma nas amostras 2 e 3 acelerou o desgaste devido ao desenvolvimento de estruturas TCC (mais duras e menos tenazes do que a fase ferrita, de estrutura CCC) que causam o desprendimento de placas de fase sigma por fratura frágil. Os grãos de austenita resistentes cercam essas placas de fase sigma, que absorvem a energia de impacto e se deformam plasticamente, aumentando a tensão sobre a fase sigma, facilitando sua remoção.

Santa et al. (2011) reportaram mecanismo semelhante de desgaste, observando precipitados de martensita em relação à matriz austenita. Porém, como as partículas de martensita eram bem pequenas e uniformemente distribuídas, a resistência à erosão por cavitação aumentou, pela criação de novos defeitos da rede cristalina, devido ao acúmulo de energia pelos grãos austeníticos.

Cuparri, Souza e Sinatora (2005) explicaram que precipitados com morfologia mais grosseira, em matriz tenaz, o dano é iniciado no precipitado. Enquanto, nas ligas com precipitados com morfologia mais fina, o dano é iniciado na interface precipitado / matriz.

Na amostra 3, foi possível observar no contorno da fase sigma, em microrregiões, a presença de pites de corrosão, depois de 5 h de cavitação, em água destilada, como mostra a FIGURA 36.

FIGURA 36 – DETALHE DOS PITES DE CORROSÃO EM MICROREGIÕES NO ENTORNO DA FASE SIGMA (IDENTIFICADO PELO MAPEAMENTO EDS) NA AMOSTRA 3



FONTE: O autor (2020).

Existe a possibilidade de corrosão de aços em água destilada, pois diversas variáveis podem aumentar a probabilidade de ocorrência desse processo químico, como, por exemplo, a presença de um par galvânico no aço, a perda da passividade da superfície, contaminação por íons dissolvidos no meio, aeração e agitação do meio (KARRAB et al., 2012).

A corrosão ocorreu preferencialmente na interface γ / σ , devido à formação de um par galvânico, promovida pelo gradiente mais acentuado de concentração de

chromo, entre a fase sigma e austenita. Esse tipo de processo corrosivo também foi observado por Guilherme (2016) na interface γ / σ .

Essa austenita, no entorno da fase sigma, é uma austenita secundária, visto que a fase sigma é formada através da decomposição eutetóide da ferrita delta ($\delta \rightarrow \sigma + \gamma_2$), que forma uma fase rica em cromo (σ) e uma austenita secundária empobrecida deste elemento (γ_2), durante o tratamento térmico. Guilherme (2016) também constatou que a austenita secundária é preferencialmente corroída na interface σ / γ_2 .

Nas amostras 1 e 2, não foram observados pites de corrosão, ao entorno das fases ferrita e sigma. Provavelmente, isso aconteceu porque não houve gradientes acentuados de concentração de cromo como na amostra 3 (amostra com mais fase σ teve o desempenho comprometido frente à resistência à corrosão, via técnica EIS), como se pode observar, comparando os mapeamentos EDS (de Cr) das três amostras (FIGURA 34⁴⁷).

Esse comportamento diferenciado da amostra 3, em relação à corrosão, influenciou diretamente na diminuição do período de incubação. Pela FIGURA 29, notou-se que o início da perda de massa, na amostra 3, ocorreu já nas primeiras pesagens durante o ensaio de cavitação acelerada.

Como a dureza das amostras não se alterou com a presença de fase sigma (FIGURA 24), a presença desses pites de corrosão que justifica a redução de 74 % no período de incubação da amostra 3 em comparação à amostra 1. Além disso, a amostra 3 apresentou grande diferença (2,2 h) entre o período de incubação nominal e o período de incubação em relação às demais amostras (0,5 h), conforme TABELA 6, indicando pouca influência desses pites de corrosão no valor da taxa de erosão máxima, visto que este parâmetro aumentou linearmente com o aumento da presença fase sigma. Ou seja, o aumento de 30 % na taxa de erosão máxima dependeu basicamente da redução de aproximadamente 50 % da tenacidade do aço 309L, promovida pela presença de quase 6 % de fase sigma em sua microestrutura.

⁴⁷ No APÊNDICE 6 – RESULTADOS DO MAPEAMENTO DOS ELEMENTOS QUÍMICOS se encontra o mapeamento livre de marcações e setas indicativas.

4.5.3 Correlação da resistência à erosão por cavitação com as propriedades mecânicas

A TABELA 7 reapresenta a resistência à erosão por cavitação representada pela taxa de erosão máxima e as propriedades mecânicas (dureza Vickers e a energia de impacto Charpy) do metal depositado de aço inoxidável austenítico 309L com diferentes quantidades de fase sigma.

A dureza não se mostrou um bom indicador da resistência à erosão por cavitação neste estudo, pois as amostras tiveram valores muito próximos entre si (TABELA 7), mas era esperado, conforme apresentado no trabalho de Hattori e Ishikura (2010) e outros trabalhos também, correlação entre dureza e período de incubação. Mas, o que explicou a redução do período de incubação da amostra 3, por exemplo, foi a presença de pites de corrosão, conforme explicado no item 4.5.2.

TABELA 7 – RELAÇÃO ENTRE A RESISTÊNCIA À EROSÃO POR CAVITAÇÃO E PROPRIEDADES MECÂNICAS

AMOSTRAS	% FASE SIGMA ¹	PERÍODO DE INCUBAÇÃO (mg/h)	TAXA DE EROSÃO MÁXIMA (mg/h)	DUREZA (HV ₁₀)	ENERGIA DE IMPACTO CHARPY (J)
AMOSTRA 1	0,0	2,7	2,7	170	91
AMOSTRA 2	2,7	2,6	3,0	175	-
AMOSTRA 3	5,8	0,6	3,5	171	50

¹ Porcentagem da área precipitada de fase σ na superfície da amostra

FONTE: O autor (2020).

A tenacidade ao impacto, como pode ser observada na TABELA 7, apresentou uma relação direta com a resistência à erosão por cavitação. Pois, com o aumento da quantidade de fase sigma, para o aço austenítico 309L, promoveu a diminuição da energia de impacto Charpy e, ao mesmo tempo, diminuiu a resistência à erosão por cavitação, aumentando a taxa de erosão máxima.

Em contrapartida, Vaz (2004) e Gonçalves (2007) encontraram uma relação inversa entre a tenacidade ao impacto e a resistência à erosão por cavitação. Porém, eles avaliaram aços inoxidáveis martensíticos em diferentes condições de tratamento térmico. Logo, essa correlação entre tenacidade ao impacto e a resistência à erosão por cavitação deve ser analisado caso a caso.

5 CONSIDERAÇÕES FINAIS

5.1 CONCLUSÕES

A partir dos resultados dos ensaios realizados nesta pesquisa, a análise e discussão aqui apresentados, pode-se concluir que:

- A presença da fase sigma reduziu a resistência à erosão por cavitação com redução de 78 % do período de incubação e o aumento de 30 % da taxa de erosão máxima em relação ao metal de solda do aço AISI309L sem esta fase;
- A redução expressiva do período de incubação decorrente da presença da fase sigma é justificada pela formação de pites de corrosão galvânica na interface austenita-sigma os quais constituem regiões preferenciais para o início do processo de cavitação;
- A diminuição da tenacidade do material promovida pela fase sigma, ainda que sem alteração significativa na dureza, resultou no aumento da taxa de erosão máxima reduzindo a resistência à cavitação do material.

Em vista dos argumentos apresentados, a partir de um processo de soldagem envolvendo elevado aporte de calor ou da realização de um tratamento térmico pós soldagem, existe a possibilidade de precipitação de fase sigma no aço inoxidável austenítico 309L que resultaria em um menor desempenho frente a cavitação.

5.2 RECOMENDAÇÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Avaliar a influência da fase sigma no aço inoxidável austenítico 309L, como soldado, na curva $da/dN \times \Delta K$ e correlacionar com o desempenho nos testes de cavitação acelerada, visto que a cavitação envolve mecanismos de fadiga e a presença da fase sigma altera a tenacidade do material;
- Avaliar a influência da fase sigma na resistência à corrosão no aço inoxidável 309L, como soldado, em diferentes meios corrosivos e avaliar o efeito sinérgico da corrosão com a resistência à erosão por cavitação;

- Realizar estudo exploratório da influência da textura cristalográfica na resistência à erosão por cavitação do aço inoxidável 309L com fase sigma, já que essa textura influencia no comportamento mecânico dos materiais.

REFERÊNCIAS

- ABBAS, E. N. et al. **Dissimilar welding of AISI 309 stainless steel to AISI 1020 carbon steel using arc stud welding**. International Conference on Advanced Science and Engineering. Curdistão iraquiano: ICOASE. p. 462-467, 2018. Disponível em: <<https://doi.org/10.1109/icoase.2018.8548844>>. Acesso em: 30 dez. 2019.
- ACESITA. Apostila de soldagem em aço inox. **DBC Oxigênio**, 2014. Disponível em: <<http://guias.oxigenio.com/apostila-de-soldagem-em-aco-inox>>. Acesso em: 26 nov. 2019.
- AHMED, S. M. et al. Scanning electron microscopy observation on the incubation period of vibratory cavitation erosion. **Wear**, v. 142, n. 2, p. 303-314, 1991. Disponível em: <[https://doi.org/10.1016/0043-1648\(91\)90171-P](https://doi.org/10.1016/0043-1648(91)90171-P)>. Acesso em: 17 out. 2019.
- AKTHAR, A. Materials technology for turbine performance. **Water Power and Dam Construction**, v. 38, n. 8, p. 13-19, 1986.
- ALMEIDA, L. F. C. B. D. A. **Avaliação da influência de aplicação de vibração mecânica na microestrutura e em características mecânicas de juntas do aço inoxidável martensítico CA6NM soldadas pelo processo FCAW**. 2015. 133 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2015. Disponível em: <https://www.teses.usp.br/teses/disponiveis/97/97134/tde-06072016-150549/publico/EMD15013_C.pdf>. Acesso em: 17 out. 2019.
- ALTIERI, W. M. **Estudo da relação microestrutura/propriedades mecânicas e tratamento térmico dos aços inoxidáveis austeníticos AISI 316L e 317L soldados pelo processo GTAW, em termos de ferrita delta**. 2016. 140 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Escola de Engenharia Mackenzie, Universidade Presbiteriana Mackenzie, São Paulo, 2016. Disponível em: <<http://tede.mackenzie.br/jspui/handle/tede/3207>>. Acesso em: 12 nov. 2018.
- ANGEL, T. Formation of martensite in austenite stainless steel. Effects of deformation, temperature and composition. **Journal of the Iron and Steel Institute**, v. 177, p. 165-174, 1954.
- ARNDT, R. E. A. et al. Cavitation erosion in hydroturbines. **Journal of Hydraulic Engineering**, v. 115, n. 10, p. 1297-1315, 1989. Disponível em: <<https://ascelibrary.org/doi/10.1061/%28ASCE%290733-9429%281989%29115%3A10%281297%29>>. Acesso em: 31 out. 2018.
- ASTM E23-02. **Standard Test Methods for Notched Bar Impact Test of Metallic Materials**. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2002.

ASTM E92-17. **Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials**. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2017.

ASTM G32-10. **Standard Test Method for Cavitation Erosion Using Vibratory Apparatus**. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2010.

AWS A5.9. **Specification for Bare Stainless Steel Welding Electrodes and Rodes**. Miami, FL: IHS, 2006.

BARRA, S. R. **Influência dos procedimentos de soldagem a resistência à cavitação de depósitos obtidos com a utilização de arames tubulares de aços inoxidáveis ligados ao cobalto**. 1998. 156 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Centro Tecnológico, Universidade Federal de Santa Catarina. Florianópolis, 1998. Disponível em:
<<http://repositorio.ufsc.br/xmlui/handle/123456789/77494>>. Acesso em: 3 nov. 2019.

BOCCANERA, L. et al. Influência do Acabamento Superficial, Porosidade e Diluição Sobre a Resistência à Cavitação de Revestimentos Soldados. **XXIV Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem - XI Congresso Latino-Americano e V Congresso Ibero-americano de Soldagem**, Fortaleza, set. 1998.

BOCCANERA, L. F. **Resistência a erosão por cavitação de revestimentos depositados por soldagem e aspersão térmica**. 1999. 149 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Centro Tecnológico, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 1999. Disponível em:
<<http://repositorio.ufsc.br/xmlui/handle/123456789/81361>>. Acesso em: 18 out. 2019.

BOCCANERA, L. F.; BARRA, S. R.; BUSCHINELLI, A. J. A. Resistência à erosão por cavitação de revestimentos soldados. **X Congresso Argentino de Soldadura - VI Congresso Iberoamericano de soldadura**, Buenos Aires, ago. 1999.

BREGLIOZZI, G. et al. Cavitation wear behaviour of austenitic stainless steels with different grain sizes. **Wear**, v. 258, p. 503-510, 2005. Disponível em:
<<https://doi.org/10.1016/j.wear.2004.03.024>>. Acesso em: 17 out. 2019.

CALLISTER, W. D. J.; RETHWISCH, D. G. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. Tradução de Sergio Murilo Stamile Soares. 9. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2016.

CARDOSO, A. L. V. **Caracterização dinâmica por impacto de cerâmicos à base de alumina**. 2005. 140 f. Tese (Doutorado em Ciência dos Materiais) – Departamento de Ciência e Tecnologia, Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2005. Disponível em:
<http://www.ime.eb.mil.br/arquivos/teses/se4/cm/dissert_mest_andrecardoso.pdf>. Acesso 30 mar. 2020.

CHEN, T. H.; WENG, K. L.; YANG, J. R. The effect of high-temperature exposure on the microstructural stability and toughness property in a 2205 duplex stainless steel.

Materials Science and Engineering, v. 338, n. 1-2, p. 259-270, 2002. Disponível em: <[https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(02\)00093-X](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(02)00093-X)>. Acesso em: 02 abr. 2020.

ÇENGEL, Y. A.; CIMBALA, J.M. **Mecânica dos fluidos: Fundamentos e aplicações**. Tradução de Fábio Saltara, Jorge Luis Baliño e Karl Peter Burr. 3. ed. AMGH Editora Ltda., 2015.

CUPPARI, G. D. V. et al. Correlation between microstructure and cavitation - erosion resistance of high-chromium cast steel - preliminary results. **Wear**, v. 225, p. 517-522, 1999. Disponível em: <[https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(98\)00377-9](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(98)00377-9)>. Acesso em: 17 out. 2019.

CUPPARI, M. G. D. V.; SOUZA, R. M.; SINATORA, A. Effect of hard second phase on cavitation erosion of Fe–Cr–Ni–C alloys. **Wear**, v. 258, n. 1-4, p. 596-603, jan. 2005. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.wear.2004.09.019>> Acesso em: 17 out. 2019.

DAVIS, J. R. **ASM Specialty Handbook: Stainless Steels**. Ohio: ASM International, 1994.

DELONG, W. T. Ferrite in austenitic stainless steel weld metal. **Welding Journal**, Welding Research Supplement, p 273-286, jul. 1974. Disponível em: <https://app.aws.org/wj/supplement/WJ_1974_07_s273.pdf>. Acesso em: 03 nov. 2019.

FELDSTEIN, J. G. Dissimilar welds with stainless steels. In: OLSON, D. L., et al. **ASM Handbook: Welding, Brazing and Soldering**. v. 6, 1993. p. 500-504.

FERREIRA, R. C. **Estudo da formação da fase sigma em aços inoxidáveis austeníticos - foco nas ligas 317, 317L e 317LN**. 2009. 72 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e dos Materiais) – Escola de Engenharia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2009. Disponível em: <<http://hdl.handle.net/10183/21394>>. Acesso em: 30 out. 2018.

FILIPPIN, C. G.; LIRA, A. T. **Análise estrutural de rotores de turbinas hidráulicas para estudo da incidência de trincas e desempenho à vida de fadiga**. Congresso de Inovação Tecnológica em Energia Elétrica. Brasília. p. 106-109. 2001. Disponível em: <<http://www.cgti.org.br/publicacoes/wp-content/uploads/2016/01/An%C3%A1lise-estrutural-de-rotores-de-turbinas-hidr%C3%A1ulicas-para-estudo-da-incid%C3%Aancia-de-trincas-e-desempenho-%C3%A0-vida-de-fadiga.pdf>>. Acesso em: 2 nov. 2019.

FOLKHARD, E. **Welding Metallurgy of Stainless Steels**. 1ª. ed. New York: Springer-Verlag, 1988.

FORTES, M. de S. **Conteúdo digital para ensinagem de análise e interpretação de falhas mecânicas**. 2013. 79 f. Dissertação (Mestrado Profissional em Materiais) - Centro Universitário de Volta Redonda, Fundação Oswaldo Aranha, Volta Redonda, 2013. Disponível em:

<http://sites.unifoa.edu.br/portal_ensino/mestrado/memat/arquivos/dissertacao/marina-souza-forde.pdf> Acesso em: 29 fev. 2020.

FRANC, J.-P. The Rayleigh-Plesset equation: a simple and powerful tool to understand various aspects of cavitation. In: D'AGOSTINO, L.; SALVETTI, M. V. **Fluid Dynamics of Cavitation and Cavitation Turbopumps**. Pisa: SpringerWienNewYork, 2007. p. 1-41.

FRANC, J.-P.; MICHEL, J.-M. **Fundamentals of Cavitation: Fluid Mechanics and Its Applications**. v. 76. Springer Science & Business Media, 2005.

GILL, T. P. S. et al. Transformation of delta-ferrite during the postweld heat treatment of type 316L stainless steel weld metal. **Welding Journal**. v. 65, n. 5, p. 122-128, Maio 1986. Disponível em: <https://app.aws.org/wj/supplement/WJ_1986_05_s122.pdf>. Acesso em: 10 out. 2019.

GONÇALVES, B. H. B. **Estudo comparativo da resistência à erosão por cavitação do metal de solda depositado por um arame tubular tipo 13%Cr - 4%Ni - 0,4%Mo e do aço fundido ASTM A 743 CA-6NM**. 2007. 115 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Mecânica) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2007. Disponível em: <<http://www.dominiopublico.gov.br/download/texto/cp038337.PDF>>. Acesso em: 22 out. 2019.

GUILHERME, L. H. **Influência da fase sigma na corrosão em microregiões de juntas soldadas por processos MIG do aço inoxidável AISI 316L**. 2016. 197 f. Tese (Doutorado em Ciências e Engenharia de Materiais) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2016. Disponível em: <<https://teses.usp.br/teses/disponiveis/18/18158/tde-31102017-151817/pt-br.php>>. Acesso em: 11 jan. 2020.

GUIMARÃES JUNIOR, J. M. **Transformação martensítica induzida por deformação em aços inoxidáveis austeníticos AISI 304 e AISI 316 deformados por diferentes processos**. 2016. 111 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência de Materiais) – Setor de Ciências Agrárias e de Tecnologia, Universidade Estadual de Ponta Grossa. Ponta Grossa, 2016. Disponível em: <<http://tede2.uepg.br/jspui/handle/prefix/1476>> Acesso em: 22 abr. 2020.

HART, D.; WHALE, D. A review of cavitation-erosion resistant weld surfacing alloys for hydroturbines. In: New Zealand Welding Committee **IW Asian Pacific Welding Congress**. Auckland: Abington Publishing, v. 2, 1996. Cap. 10, p. 981-996.

HATTORI, S.; NAKAO, E. Cavitation erosion mechanisms and quantitative evaluation based on erosion particles. **Wear**, v. 249, n. 10, p. 839-845, 2002. Disponível em: <[https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(00\)00308-2](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(00)00308-2)>. Acesso em: 17 out. 2019.

HATTORI, S.; ISHIKURA, R. Revision of cavitation erosion database and analysis of stainless steel data. **Wear**, v. 268, p. 109-116, 2010. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.wear.2009.07.005>> Acesso em: 4 abr. 2020.

HAU, J. L.; SEIJAS, A. **Sigma phase embrittlement of stainless steel in FCC service**. Corrosion NACE 61th annual conference and exposition. San Diego: NACE International. Mar. 2006. Disponível em:

<https://www.researchgate.net/publication/238602455_Sigma_Phase_Embrittlement_of_Stainless_Steel_in_FCC_Service>. Acesso em: 27 nov. 2019.

HE, J-g., HAMMITT, F. G. Comparison of cavitation erosion test results from venturi and vibratory facilities. **Wear**, v. 76, n. 3, p. 269-292, 1982. Disponível em:

<[https://doi.org/10.1016/0043-1648\(82\)90067-9](https://doi.org/10.1016/0043-1648(82)90067-9)>. Acesso em: 23 mar. 2020.

HEATHCOCK, C. J.; PROTHEROE, B. E.; BALL, A. Cavitation erosion of stainless steels. **Wear**, v. 81, n. 2, p. 311-327, out. 1982. Disponível em:

<[https://doi.org/10.1016/0043-1648\(82\)90278-2](https://doi.org/10.1016/0043-1648(82)90278-2)>. Acesso em: 23 out. 2019.

HENKE, S. L. **Desenvolvimento de procedimento de soldagem do aço inoxidável martensítico tipo CA-6NM sem tratamento térmico posterior**. 1998.

78 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Centro Tecnológico, Universidade Federal de Santa Catarina. Florianópolis, 1998. Disponível em:

<<http://repositorio.ufsc.br/xmlui/handle/123456789/77353>>. Acesso em: 17 abr. 2017.

HOLMBERG, B. Stainless steels their properties and their suitability for welding.

AvestaPolarit Stainless, Avesta, p. 1-7, 2002. Disponível em: <http://www-eng.lbl.gov/~shuman/NEXT/MATERIALS&COMPONENTS/Pressure_vessels/welding_SS.pdf>. Acesso em: 17 out. 2019.

HORTA, C. A. et al. Cavitação em turbinas hidráulicas do tipo Francis e Kaplan no Brasil. **Anais do XV Seminário Nacional de Produção e Transmissão de Energia Elétrica**, Foz do Iguaçu, 1999. Disponível em:

<<http://www.mfap.com.br/pesquisa/arquivos/20081218103418-ggh07.pdf>>. Acesso em: 3 nov. 2019.

HSIEH, C.-C.; WU, W. Overview of intermetallic sigma phase (σ) precipitation in stainless steels. **ISRN Metallurgy**, v. 2012, 2012. Disponível em:

<<https://doi.org/10.5402/2012/732471>>. Acesso em: 2 nov. 2019.

KARIMI, A.; MARTIN, J. L. Cavitation erosion of materials. **International Metals Reviews**, v. 31, n. 1, p. 1-26, 1986. Disponível em:

<<https://doi.org/10.1179/imtr.1986.31.1.1>>. Acesso em: 23 out. 2019.

KARRAB, S. A. et al. Study of cavitation erosion pits on 1045 carbon steel surface in corrosive waters. **Journal of Tribology**, v. 134, n. 1, p. 1-6, jan. 2012. Disponível em:

<<https://doi.org/10.1115/1.4005646>>. Acesso em: 21 abr. 2020.

KIM, I. S.; LEE, J. S.; KIMURA, A. Embrittlement of ER309L stainless steel clad by σ -phase and neutron irradiation. **Journal of Nuclear Materials**, v. 329-333, p. 607-

611, 2004. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2004.04.104>>. Acesso em: 11 out. 2019.

- KOIVULA, T. On Cavitation in Fluid Power. **Proceeding of the First FPNI-PhD Symposium**, Hamburgo, p. 371-382, 2000. Disponível em: <<https://pdfs.semanticscholar.org/dca1/7147529bb02b7651183478d73eaf372b933a.pdf>>. Acesso em: 14 out. 2019.
- KOU, S. **Welding Metallurgy**. 2. ed. New York: John Wiley & Sons, 2003.
- KUBOŇ, Z.; STEJSKALOVÁ, Š.; KANDER, L. Effect of sigma phase on fracture behavior of steels and weld joints of components in power industry working at supercritical conditions. **Intech Open**, p. 63-92, 2017. Disponível em: <<https://doi.org/10.5772/intechopen.71569>>. Acesso em: 5 dez. 2019.
- KUMAR, P.; SAINI, R. P. Study of cavitation in hydro turbines - A review. **Renewable and Sustainable Energy Reviews**, v. 14, p. 374-383, 2010. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.rser.2009.07.024>>. Acesso em: 8 jan. 2020.
- LEE, C. et al. Influence of Si on sigma phase precipitation and pitting corrosion in superaustenitic stainless steel weld metal. **Materials Chemistry and Physics**, v. 207, p. 91-97, Mar. 2018. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2017.12.055>>. Acesso em: 30 dez. 2019.
- LEIVA, K. M. R. **Estudo da Resistência à Corrosão em Fluido corpóreo e Caracterização da liga biomédica Ti-40Nb**. 2015. 114 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Centro Politécnico, Universidade Federal do Paraná. Curitiba, 2015. Disponível em: <<http://educapes.capes.gov.br/handle/1884/43991>>. Acesso em: 18 set. 2019.
- LIMA, C. R. C.; CAMARGO, F.; MARQUES, P. V. **Estudo comparativo das propriedades de revestimentos a base de cobalto (Stellite) aplicados por soldagem e por aspersão térmica**. Congresso ABS – Fortaleza CE, set. 1998.
- LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. **Welding metallurgy and weldability of stainless steels**. Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons, 2005.
- LO, K. H. et al. Implications of solution treatment on cavitation erosion and corrosion resistances and synergism of austenitic stainless steel. **Wear**, v. 392-393, p. 159-166, 2017. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.wear.2017.09.024>>. Acesso em: 17 out. 2019.
- LÓPEZ OCHOA, D. M. L. **Estudo do desgaste erosivo-corrosivo de aços inoxidáveis de alto nitrogênio em meio lamacento**. 2007. 176 f. Tese (Doutorado em Engenharia) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo. 2007. Disponível em: <<https://doi.org/10.11606/T.3.2007.tde-14012008-095449>>. Acesso em: 30 mar. 2018.
- MARQUES, P. V.; TREVISAN, R. D. E. An SEM-Based Method for the Evaluation of the Cavitation Erosion Behavior of Materials. **Materials Characterization**, v. 41, n. 5, p. 193-200, Nov. 1998. Disponível em: <[https://doi.org/10.1016/S1044-5803\(98\)00038-2](https://doi.org/10.1016/S1044-5803(98)00038-2)>. Acesso em: 16 out. 2019.

MATHIESEN, T.; HANSEN, J. V. **Consequences of sigma phase on pitting corrosion resistance of duplex stainless steel**. Proceedings of Duplex World 2010 Conference on Force Technology. Beaune, France: KCI Publishing. Outubro 2010. p. 1-11. Disponível em:

<<http://citeseerx.ist.psu.edu/viewdoc/download?doi=10.1.1.453.9497&rep=rep1&type=pdf>>. Acesso em: 10 jan. 2020.

MORETTIN, P. A.; BUSSAB, W. D. O. **Estatística Básica**. 5. ed. São Paulo: Saraiva, 2004.

MEROUANI, S.; HAMDAOUI, O. Computational and experimental sonochemistry. **Process Engineering Journal**, n.1, p. 10-18, 2017. Disponível em:

<<https://www.asjp.cerist.dz/en/article/23634>> Acesso em: 18 mar. 2020.

MURUGAN, S. et al. Temperature distribution during multipass welding of plates. **International Journal of Pressure Vessels and Piting**, v. 75, p. 891-905, 1998.

Disponível em: <[https://doi.org/10.1016/S0308-0161\(98\)00094-5](https://doi.org/10.1016/S0308-0161(98)00094-5)>. Acesso em: 2 jan. 2020.

MUSARDO, G. B. **Análise microestrutural de revestimentos usados no reparo de turbinas hidráulicas danificadas pela cavitação**. 2006. 99 f. Dissertação

(Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira, Universidade Estadual Paulista, Ilha Solteira, 2006. Disponível em:

<<http://hdl.handle.net/11449/94490>>. Acesso em: 16 out. 2019.

NILSSON, J. -O. et al. Mechanical properties, microstructural stability and kinetics of σ -phase formation in 29Cr-6Ni-2Mo-0.38N superduplex stainless steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**, Disponível em: <<https://doi.org/10.1007/s11661-000-0050-1>>. Acesso em: 4 abr. 2020.

ORAZEM, M. E.; TRIBOLLET, B. **Electrochemical Impedance Spectroscopy**. New Jersey: John Wiley & Sons, 2008.

OSOBA, L. O. et al. Effects of single pass and multipass welding on austenitic stainless steel corrosion in aggressive environments. **Gazi University Journal of Science**, n. 30, p. 514-529, 2017. Disponível em:

<<https://dergipark.org.tr/tr/pub/gujs/issue/32802/364473>> Acesso em: 2 jan. 2020.

PADILHA, A. F. **Materiais de engenharia: microestrutura e propriedades**. São Paulo: Hemus Editora Limitada, 1997.

PARDAL, J. M. et al. **Caracterização por difração de raios-X (DRX) de fases deletérias precipitadas em aço inoxidável superduplex**. 19° Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais. Campos do Jordão: CBECiMat. 2010. p. 4951-4958. Disponível em:

<https://inis.iaea.org/collection/NCLCollectionStore/_Public/42/052/42052585.pdf>. Acesso em: 29 nov. 2019.

PESSANHA, E. C. **Quantificação da ferrita delta e avaliação da relação microestrutura/propriedades de um aço inoxidável austenítico 347 soldado**.

2011. 108 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais) – Centro de Ciência e Tecnologia, Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, Campos dos Goytacazes. 2011. Disponível em: <<http://uenf.br/posgraduacao/engenharia-de-materiais/wp-content/uploads/sites/2/2013/07/QUANTIFICA%C3%87%C3%83O-DA-FERRITA-DELTA-E-AVALIA%C3%87%C3%83O-DA-RELA%C3%87%C3%83O-MICROE.pdf>> Acesso em: 17 nov. 2018.

PROCOPIAK, A. J. et al. **Efeito dos processos de modificação superficial na resistência à erosão de cavitação**. PIPE/UFPR - Programa de P&D COPEL/ANEL. Curitiba, p. 4. 2000. Disponível em: <<http://www.mfap.com.br/pesquisa/arquivos/20090107142944-26.pdf>>. Acesso em: 20 out. 2019.

PROCOPIAK, L. A. et al. Avaliação da influência de gases proteção contendo diferentes teores de CO₂ nas características dos revestimentos soldados visando o reparo de turbinas erodidas por cavitação. **Soldagem & Inspeção**, São Paulo, v. 8, n. 2, p. 68-74, jun. 2003.

PROCOPIAK, L. A. J. **Resistência à cavitação de três revestimentos soldados**. 1997. 75 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Centro Tecnológico, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 1997. Disponível em: <<http://repositorio.ufsc.br/xmlui/handle/123456789/77136>>. Acesso em: 18 out. 2019.

RAO, S.; KUNG, D. **Metallic overlay materials for the optimum cavitation performance of hydraulic turbines**. Canadian Electrical Association. Montreal, Quebec. 1987.

REVANKAR, G. Introduction to hardness testing. In: HOWARD, K.; MEDLIN, D. **ASM Handbook: Mechanical Testing and Evaluation**. [S.l.]: ASM International, v. 8, 2000. p. 197-202. Disponível em: <<https://doi.org/10.31399/asm.hb.v08.a0003270>>. Acesso em: 18 out. 2019.

RIBEIRO, D. V.; SOUZA, C. A. C.; ABRANTES, J. C. C. Uso da espectroscopia de impedância eletroquímica (EIE) para monitoramento da corrosão em concreto armado. **IBRACON de Estruturas e Materiais**, São Paulo, v. 8, n. 4, p. 538-546, 2015. Disponível em: <<https://doi.org/10.1590/S1983-41952015000400007>> Acesso em: 17 out. 2019.

RIBEIRO, H. O. **Desenvolvimento de ligas para revestimentos por PTA resistentes à cavitação**. 2007. 47 f. Tese (Doutorado em Ciências e Engenharia de Materiais) – Centro Tecnológico, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2007. Disponível em: <<http://repositorio.ufsc.br/xmlui/handle/123456789/90341>> Acesso em: 16 out. 2019.

RIBEIRO, H. O. et al. Resistência à erosão por cavitação de aços inoxidáveis austeníticos CrMnSiN depositados por PTA. **Soldagem & Inspeção**, São Paulo, v. 15, n. 2, 2010. Disponível em: <<https://doi.org/10.1590/S0104-92242010000200006>> Acesso em: 26 ago. 2019.

RICHMAN, R. H.; MCNAUGHTON, W. P. Correlation of cavitation erosion behavior with mechanical properties of metals. **Wear**, v. 140, p. 63-82, 1990. Disponível em: <[https://doi.org/10.1016/0043-1648\(90\)90122-Q](https://doi.org/10.1016/0043-1648(90)90122-Q)>. Acesso em: 17 out. 2019.

RODRIGUES, C. E. A. L. et al. Evaluation of the mechanical and metallurgical characteristics of weld metals deposited by class ANSI/AWS class A.5.4-06 E309 covered electrodes. **Welding International**, v. 23, n. 4, p. 237-250, Abr. 2009. Disponível em: <<https://doi.org/10.1080/09507110802543369>>. Acesso em: 31 out. 2019.

RYL, J. et al. Instantaneous Impedance monitoring of synergistic effect between cavitation erosion and corrosion processes. **Electrochimica Acta**, v. 203, p. 388-395, jun. 2016. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.electacta.2016.01.216>>. Acesso em: 17 out. 2019.

SANTA, J. F. et al. Cavitation erosion of martensitic and austenitic stainless steel welded coatings. **Wear**, v. 271, p. 1445-1453, 2011. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.wear.2010.12.081>>. Acesso em 11 out. 2019.

SANTOS, C. Z. **Estudo da tensão residual através de difração de raios X em aço inoxidável duplex submetido a diferentes tratamentos térmicos**. 2012. 94 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Centro Tecnológico, Universidade Federal do Espírito Santo, Vitória, 2012. Disponível em: <http://repositorio.ufes.br/bitstream/10/4181/1/tese_6131_Disserta%C3%A7%C3%A3o_Camila_Zangerolame_Santos_2012_11_26.pdf>. Acesso em: 01 abr. 2020.

SANTOS, M. T. **Estudo do efeito da temperatura de interpasse e de pré-aquecimento no processo de soldagem por múltiplos passos no reparo de pás de turbinas hidráulicas**. 2018. 162 f. Tese (Doutorado em Ciências Mecânicas) – Faculdade de Tecnologia, Universidade de Brasília, Brasília, 2018. Disponível em: <<https://repositorio.unb.br/handle/10482/32283>>. Acesso em: 17 out. 2019.

SANTOS, R. C. L. D. **Análise de cavitação em uma turbina hidráulica do tipo Kaplan**. 2013. 88 f. Monografia (Graduação em Engenharia Mecânica) – Escola Politécnica, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2013. Disponível em: <<http://monografias.poli.ufrj.br/monografias/monopoli10009083.pdf>>. Acesso em: 16 out. 2019.

SEVERO, F. D. S. **Comportamento à Erosão por Cavitação do Aço Inoxidável Martensítico AISI 420 Cementado por Plasma à Baixa Temperatura**. 2017. 131 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Centro Politécnico, Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2017. Disponível em: <<https://hdl.handle.net/1884/57627>>. Acesso em: 15 nov. 2019.

SILVEIRA, L. L. **Resistência à corrosão e cavitação de revestimentos FeMnCrSi depositados por processo de aspersão térmica de alta velocidade**. 2018. 118 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Ponta Grossa, 2018. Disponível em: <<http://repositorio.utfpr.edu.br/jspui/handle/1/2965>>. Acesso em: 31 out. 2019.

SOYAMA, H.; HOSHINO, J. Enhancing the aggressive intensity of hydrodynamic cavitation through a Venturi tube by increasing the pressure in the region where the bubbles collapse. **AIP Advances**, Sendai, v. 6, n. 4, abr. 2016. Disponível em: <<https://doi.org/10.1063/1.4947572>>. Acesso em: 14 out. 2019.

TAVARES, S. S. M. et al. Detecção de pequenos teores de fase sigma e avaliação dos seus efeitos na resistência à corrosão do aço inoxidável duplex UNS S31803. **Engevista**, v. 8, n. 2, p. 77-82, 2006. Disponível em: <<https://doi.org/10.22409/engevista.v8i2.194>>. Acesso em: 14 out. 2018.

TAVARES, S. S. M. et al. Magnetic detection of sigma phase in duplex stainless steel UNS S31803. **Journal of Magnetism and Magnetic Materials**, v. 322, n. 17, p. 29-33, 2010. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2010.02.055>>. Acesso em: 4 abr. 2020.

THALBERG, N. et al. High deposition welding of Francis turbine runners for the three Gorges dam project. **Svetsaren**, v. 7, n. 2, p. 3-8, 2002. Disponível em: <https://pdfs.semanticscholar.org/1d3a/a66e85129b49054e4a768eb497d17f75b1e7.pdf?_ga=2.206406099.1360513157.1588281040-1064043797.1571157369>. Acesso em: 31 out. 2019.

TSENG, C. C. et al. Fracture and the formation of sigma phase, $M_{23}C_6$, and austenite from delta-ferrite in an AISI 304L stainless steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 25, p. 1147-1158, 1994. Disponível em: <<https://doi.org/10.1007/BF02652290>>. Acesso em: 19 nov. 2019.

UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ. Equipamentos. **CME UFPR**, 2019. Disponível em: <http://www.cme.ufpr.br/?page_id=14>. Acesso em: 02 out. 2019.

VARELA JIMÉNEZ, L. B. **Estudo dos micromecanismos de dano por cavitação em aço inoxidável UNS S 31803 de alto teor de nitrogênio com e sem encruamento**. 2014. 104 f. Dissertação (Mestrado em Ciências) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2014. Disponível em: <https://www.teses.usp.br/teses/disponiveis/3/3133/tde-14122014-173245/publico/DISS_LuisVarela.pdf>. Acesso em 19 nov. 2020.

VAZ, C. T. **Avaliação da resistência à erosão por cavitação do metal de soldas produzidas com consumíveis tipo 13%Cr - 4%Ni - 0,4%Mo**. 2004. 84 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Mecânica) – Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2004. Disponível em: <<http://www3.esab.com.br/literatura/dissertacoes/Avalia%C3%A7%C3%A3o%20da%20resist%C3%Aancia%20%C3%A0%20eros%C3%A3o%20por%20cavita%C3%A7%C3%A3o%20do%20metal%20de%20soldas.pdf>>. Acesso em: 22 out. 2019.

VIANA, P. R. P. **Estudo da corrosão intergranular nos aços AISI 304L, AISI 316L e AISI 2205 usando técnicas eletroquímicas**. 2014, 96 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Engenharias, Instituto Federal do Espírito Santo, Vitória, 2014. Disponível em: <<https://repositorio.ifes.edu.br/xmlui/handle/123456789/315>>. Acesso em: 21 abr. 2020.

VILLANUEVA et al. Comparative study on sigma phase precipitation of three types of stainless steels: austenitic, superferritic and duplex. *Material Science and Technology*, v. 22, n. 9, p. 1098-1104, 2006. Disponível em: <<https://doi.org/10.1179/174328406X109230>> Acesso em: 28 set. 2018.

VITEK, J. M.; DAVID, S. A. The sigma phase transformation in austenitic stainless steels. **Welding Journal**, Welding Research Supplement, p. 106-111, abr. 1986. Disponível em: <https://app.aws.org/wj/supplement/WJ_1986_04_s106.pdf> Acesso em: 03 nov. 2019.

VOORT, G. F. V.; LUCAS, G. M.; MANILOVA, E. P. Metallography and Microstructures of Stainless Steels and Maraging Steels. In: VOORT, G. F. V. **ASM Handbook: Metallography and Microstructures**. v. 9, 2004. p. 670-700.

WILL, C. R. **Ligas inoxidáveis resistentes à cavitação depositadas por plasma-pta-aramé**. 2008. 79 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciências dos Materiais) - Centro Politécnico, Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2008. Disponível em: <<http://www.pipe.ufpr.br/portal/defesas/dissertacao/135.pdf>>. Acesso em: 18 out. 2019.

ZEEMAN, A. Diluição. **INFOSOLDA**, 2003. Disponível em: <<https://infosolda.com.br/wp-content/uploads/Downloads/Artigos/metall/diluoio.pdf>>. Acesso em: 23 out. 2019.

ZHU, J.; WANG, Z. Correlation of martensitic transformation and surface mechanical behavior with cavitation erosion resistance for some iron-based alloys. **Wear**, v. 256, p. 1208-1213, 2003. Disponível em: < <https://doi.org/10.1016/j.wear.2003.10.008> >. Acesso em: 17 out. 2019.

APÊNDICE 1 – IDENTIFICAÇÃO DAS FASES POR DRX

Na TABELA 8 é apresentado um resumo das fases metalúrgicas [ferrita (δ), austenita (γ) e fase sigma (σ)] evidenciadas pelos padrões de DRX apresentados na FIGURA 23 e FIGURA 32.

TABELA 8 – PADRÕES DE DRX NA CONFIGURAÇÃO θ - 2θ OBTIDOS E CARTAS JCPDS UTILIZADAS NAS RESPECTIVAS IDENTIFICAÇÕES

								(continua)	
Amostra	n°	Fase	Estrutura cristalina	(0-2 θ) graus	d_{hkl} (Å)	h, k, l	I (%)	PDF	
Amostra 1 (Sem tratamento térmico) Superfície polida	1	ferrita	cúbica	44,674	2,02680	1,1,0	100	00-006-0696	
	2	ferrita	cúbica	65,023	1,43320	2,0,0	20	00-006-0696	
	3	ferrita	cúbica	82,335	1,17020	2,1,1	30	00-006-0696	
	4	ferrita	cúbica	98,949	1,01340	2,2,0	10	00-006-0696	
	1	austenita	cúbica	43,473	2,08000	1,1,1	100	00-031-0619	
	2	austenita	cúbica	50,674	1,80000	2,0,0	80	00-031-0619	
	3	austenita	cúbica	74,679	1,27000	2,2,0	50	00-031-0619	
	4	austenita	cúbica	90,676	1,08300	3,1,1	80	00-031-0619	
	5	austenita	cúbica	95,944	1,03700	2,2,2	50	00-031-0619	
	6	austenita	cúbica	117,716	0,90000	4,0,0	30	00-031-0619	
	Amostra 2 (Tratamento térmico a 850°C por 30 minutos) Superfície polida	1	ferrita	cúbica	44,674	2,02680	1,1,0	100	00-006-0696
		2	ferrita	cúbica	65,023	1,43320	2,0,0	20	00-006-0696
4		ferrita	cúbica	98,949	1,01340	2,2,0	10	00-006-0696	
1		austenita	cúbica	43,473	2,08000	1,1,1	100	00-031-0619	
2		austenita	cúbica	50,674	1,80000	2,0,0	80	00-031-0619	
3		austenita	cúbica	74,679	1,27000	2,2,0	50	00-031-0619	
4		austenita	cúbica	90,676	1,08300	3,1,1	80	00-031-0619	
6		austenita	cúbica	117,716	0,90000	4,0,0	30	00-031-0619	
9		sigma	-	48,322	1,88200	-	50	00-005-0707	
Amostra 3 (Tratamento térmico a 850°C por 8 horas) Superfície polida	1	ferrita	cúbica	44,674	2,02680	1,1,0	100	00-006-0696	
	1	austenita	cúbica	43,473	2,08000	1,1,1	100	00-031-0619	
	2	austenita	cúbica	50,674	1,80000	2,0,0	80	00-031-0619	
	3	austenita	cúbica	74,679	1,27000	2,2,0	50	00-031-0619	
	4	austenita	cúbica	90,676	1,08300	3,1,1	80	00-031-0619	
	6	austenita	cúbica	117,716	0,90000	4,0,0	30	00-031-0619	
	4	sigma	-	42,465	2,12700	-	100	00-005-0707	
	7	sigma	-	46,085	1,96800	-	50	00-005-0707	
	8	sigma	-	47,150	1,92600	-	100	00-005-0707	
9	sigma	-	48,322	1,88200	-	50	00-005-0707		
Amostra 1 (Sem tratamento térmico) Superfície cavitada	1	ferrita	cúbica	44,674	2,02680	1,1,0	100	00-006-0696	
	2	ferrita	cúbica	65,023	1,43320	2,0,0	20	00-006-0696	
	3	ferrita	cúbica	82,335	1,17020	2,1,1	30	00-006-0696	
	4	ferrita	cúbica	98,949	1,01340	2,2,0	10	00-006-0696	
	1	austenita	cúbica	43,473	2,08000	1,1,1	100	00-031-0619	
	2	austenita	cúbica	50,674	1,80000	2,0,0	80	00-031-0619	
	3	austenita	cúbica	74,679	1,27000	2,2,0	50	00-031-0619	
	4	austenita	cúbica	90,676	1,08300	3,1,1	80	00-031-0619	
	5	austenita	cúbica	95,944	1,03700	2,2,2	50	00-031-0619	

TABELA 8 – PADRÕES DE DRX NA CONFIGURAÇÃO θ - 2θ OBTIDOS E CARTAS JCPDS UTILIZADAS NAS RESPECTIVAS IDENTIFICAÇÕES

								(conclusão)
Amostra	n°	Fase	Estrutura cristalina	(0-2 θ) graus	d (Å)	h, k, l	I (%)	PDF
Amostra 2 (Tratamento térmico a 850°C por 30 minutos)	1	ferrita	cúbica	44,674	2,02680	1,1,0	100	00-006-0696
	2	ferrita	cúbica	65,023	1,43320	2,0,0	20	00-006-0696
	3	ferrita	cúbica	82,335	1,17020	2,1,1	30	00-006-0696
	1	austenita	cúbica	43,473	2,08000	1,1,1	100	00-031-0619
	2	austenita	cúbica	50,674	1,80000	2,0,0	80	00-031-0619
	3	austenita	cúbica	74,679	1,27000	2,2,0	50	00-031-0619
Superfície cavitada	4	austenita	cúbica	90,676	1,08300	3,1,1	80	00-031-0619
	5	austenita	cúbica	95,944	1,03700	2,2,2	50	00-031-0619
	6	austenita	cúbica	117,716	0,90000	4,0,0	30	00-031-0619
Amostra 3 (Tratamento térmico a 850°C por 8 horas)	1	ferrita	cúbica	44,674	2,02680	1,1,0	100	00-006-0696
	3	ferrita	cúbica	82,335	1,17020	2,1,1	30	00-006-0696
	1	austenita	cúbica	43,473	2,08000	1,1,1	100	00-031-0619
	2	austenita	cúbica	50,674	1,80000	2,0,0	80	00-031-0619
	3	austenita	cúbica	74,679	1,27000	2,2,0	50	00-031-0619
	4	austenita	cúbica	90,676	1,08300	3,1,1	80	00-031-0619
Superfície cavitada	5	austenita	cúbica	95,944	1,03700	2,2,2	50	00-031-0619
	6	austenita	cúbica	117,716	0,90000	4,0,0	30	00-031-0619
	4	sigma	-	42,465	2,12700	-	100	00-005-0707
	8	sigma	-	47,150	1,92600	-	100	00-005-0707

FONTE: O autor (2020).

APÊNDICE 2 – MEDIDAS DE DUREZA E DE ENERGIA DE IMPACTO CHARPY

Na TABELA 9 estão mostradas as medidas de dureza Vickers obtidas através do método apresentado no item 3.2.3.1 nas amostras 1 a 3, incluindo a média e o desvio padrão amostral. A força aplicada de 10 kgf e as diagonais médias (D) foram medidas em milímetro (mm).

TABELA 9 – MEDIDAS DE DUREZA COM FORÇA APLICADA DE 10 kgf

Amostras	Diagonal média d (mm)			Medidas de dureza (HV₁₀)			Dureza média (HV₁₀)	Desvio padrão (HV₁₀)
Amostra 1	0,326	0,334	0,330	174	166	170	170	± 4
Amostra 2	0,322	0,328	0,327	179	172	173	175	± 4
Amostra 3	0,331	0,324	0,332	169	177	168	171	± 5

FONTE: O autor (2020).

A TABELA 10 apresenta as medidas de energia de impacto obtidos pelo ensaio Charpy das amostras 1 e 3, incluindo a média e o desvio padrão amostral.

TABELA 10 – MEDIDAS DA RESISTÊNCIA AO IMPACTO A 20°C

Amostras	Energia de impacto Charpy (J)			Energia média (J)	Desvio padrão (J)
Amostra 1	86	90	97	91	± 6
Amostra 3	50	43	65	50	± 7

FONTE: O autor (2020).

APÊNDICE 3 – TRATAMENTO DOS DADOS OBTIDOS NO ENSAIO DE ESPECTROSCOPIA DE IMPEDÂNCIA ELETROQUÍMICA

As TABELA 11 a TABELA 13 apresentam as medidas obtidas no ensaio de espectroscopia de impedância eletroquímica (EIS) para as amostras 1 a 3, respectivamente, onde se variando a frequência da corrente, tem-se a impedância e a fase.

TABELA 11 – MEDIDAS OBTIDAS PARA AMOSTRA 1 NO ENSAIO DE ESPECTROSCOPIA DE IMPEDÂNCIA ELETROQUÍMICA

Frequência	Módulo da impedância: $ Z $ (Ω)	Impedância real: Z_{re} (Ω)	Impedância imaginária: Z_{im} (Ω)	Fase da impedância (θ) (graus)
100000	37,9903693924105	37,990185717211	-0,11813443027575	-0,178166604481298
71968,5703125	37,5966139379649	37,5947989014365	0,369425447042066	0,562999088907963
51794,74609375	37,8420746748345	37,834081217523	-0,777762252633562	-1,17767412237584
37275,9375	37,7617643713068	37,7368937477799	-1,37029146639261	-2,07959451469766
26826,95703125	37,7880550739191	37,7270930452477	-2,14559004117071	-3,25498105460967
19306,9765625	38,0092569949464	37,9146128149092	-2,68062537543151	-4,04417603357101
13894,955078125	37,9582327565984	37,7982754242782	-3,48106434219508	-5,26186061249662
10000	38,3249679664422	38,0578951463918	-4,51661229851188	-6,76805841497608
7196,85693359375	39,091949069263	38,6025547419014	-6,16629949259353	-9,07564611157814
5179,474609375	39,4001006676769	38,5701831831941	-8,04418434882756	-11,780716494
3727,59375	40,7852759733343	39,2882352324057	-10,948666975673	-15,5718487886348
2682,69580078125	42,4987016507353	39,8326791064232	-14,8154418497368	-20,4022759524854
1930,69775390625	45,2710722381289	40,7522841132274	-19,7160168681373	-25,8177673265349
1389,49548339844	49,4063266520676	41,7256011008492	-26,4567444335772	-32,3773545816177
1000	55,5097523344099	42,9718141760942	-35,139092057746	-39,2736969444043
719,685668945313	65,4263345888601	44,4043419409745	-48,0505949445215	-47,2584695179202
517,947448730469	79,707066645556	47,1354936476555	-64,2764475669816	-53,7464909753271
372,759368896484	100,068613559995	50,3750847930714	-86,4643177959009	-59,7744402166782
268,269592285156	128,844733225175	54,3075067764207	-116,840318330598	-65,0709432472264
193,069778442383	171,257205514523	60,3175400950726	-160,283576193954	-69,3777943359094
138,949554443359	222,630902401042	68,8307757254337	-211,723506056691	-71,9907869026882
100	297,254611216248	76,8048309615765	-287,160794382323	-75,0260037467893
71,9685668945313	413,943684553851	101,891590331722	-401,207524607516	-75,7502864736712

(continua)

TABELA 11 – MEDIDAS OBTIDAS PARA AMOSTRA 1 NO ENSAIO DE ESPECTROSCOPIA DE IMPEDÂNCIA ELETROQUÍMICA

Frequência	Módulo da impedância: $ Z $ (Ω)	Impedância real: Z_{re} (Ω)	Impedância imaginária:		Fase da impedância (θ) (graus)	(conclusão)
			Z_{im} (Ω)			
51,7947463989258	535,75950363452	118,616305904686	-522,463795595669	-77,2088172867446		
37,275936126709	715,378476516825	139,541784008565	-701,636982476865	-78,7517658818111		
26,8269577026367	970,807599922784	175,504749143407	-954,811750606342	-79,5846743114361		
19,306978225708	1318,61968901816	231,860492676445	-1298,07495785189	-79,8727015603769		
13,8949546813965	1760,25958472296	304,211042097483	-1733,77318224589	-80,0480803098297		
10	2366,9193623466	359,536098480113	-2339,45315442326	-81,2629231986864		
7,19685649871826	3172,09101657627	518,04054782339	-3129,50401953004	-80,6008097818454		
5,17947483062744	4271,23498156261	681,777462488991	-4216,4710077015	-80,8151190390606		
3,72759366035461	5741,15863238694	937,984034300665	-5664,01698387533	-80,5969263669694		
2,6826958656311	7815,65663812645	1279,36560647048	-7710,23425909164	-80,5787025626706		
1,93069767951965	10412,0222104265	1762,54863196273	-10261,755640746	-80,2540314536642		
1,38949549198151	13974,4032358581	2369,45250637896	-13772,0601443058	-80,2379585689922		
1	18611,5709273715	3093,13038034598	-18352,7413983514	-80,4333991462911		
0,719685673713684	24826,6322588092	4614,93591212039	-24393,9344067571	-79,2871773138472		
0,517947494983673	33388,9165988158	6460,73573786468	-32757,8791341588	-78,8429225422069		
0,372759371995926	50420,615302108	10037,7697367201	-49411,3511873107	-78,5167951859068		
0,268269568681717	64584,6720203243	14074,1780690929	-63032,5104343173	-77,4132087204193		
0,193069770932198	154971,42519702	34021,5326467692	-151190,865940904	-77,3183216897328		
0,138949543237686	219977,012294016	86352,1612242342	-202319,524983886	-66,886685812147		
0,10000001490116	247335,732878154	68936,4478389925	-237534,694134805	-73,816407579305		
0,0719685703516006	182146,145997158	56185,1176153524	-173264,107824347	-72,0334469613572		
0,051794745028019	239059,771450347	81192,3722315288	-224849,667594393	-70,1455381585161		
0,032759364545345	302955,30106044	116082,54310854	-279833,446224849	-67,469992785865		
0,0268269572407007	380088,750636263	170376,748630888	-339763,479329669	-63,3682067846225		
0,0193069782108068	524098,902632088	228143,497645194	-471837,052617083	-64,1952204630107		
0,0138949546962976	1210562,34998788	1059125,96297783	-586270,754647077	-28,9663718457276		
0,00999999977648258	1990919,44343188	1466998,53709212	-1345984,96366219	-42,5366739482521		

FONTE: O autor (2020).

TABELA 12 – MEDIDAS OBTIDAS PARA AMOSTRA 2 NO ENSAIO DE ESPECTROSCOPIA DE IMPEDÂNCIA ELETROQUÍMICA

Frequência	Módulo da impedância: $ Z $ (Ω)	Impedância real: Z_{re} (Ω)	Impedância imaginária: Z_{im} (Ω)	Fase da impedância (θ) (graus)
10000	36,4927195190345	36,4915432208544	-0,293003848843015	-0,460038724765215
71968,5703125	35,8721598411584	35,8712801731807	0,251217847276183	0,401253785080741
51794,74609375	36,5720761592855	36,5534616991283	-1,16670150893168	-1,8281274242460035
37275,9375	36,3811337902143	36,3305231097529	-1,9183290732252	-3,0225323597634
26826,95703125	36,0070004391085	35,9482766275535	-2,05559921454724	-3,27273103156725
19306,9765625	36,9159593105888	36,7894716440562	-3,05333063591788	-4,74437184273875
13894,955078125	37,3264669996969	37,1085873073057	-4,02714374408608	-6,19368394116492
10000	36,8348556444097	36,4671248885107	-5,19185830991825	-8,10279937009638
7196,85693359375	37,4463864249222	36,8623627619322	-6,58772099381202	-10,1324381031498
5179,474609375	38,3195050877143	37,1629564012079	-9,34340097016518	-14,1126330189334
3727,59375	39,8772361094523	37,9780715346627	-12,1597714714153	-17,7539612784581
2682,69580078125	41,8233751315041	38,5627338885757	-16,1898197157786	-22,774159578076
1930,69775390625	45,5311202062069	39,8630480241918	-22,0004615736361	-28,8943556636883
1389,49548339844	50,5103851290044	41,1244324578551	-29,3271215924724	-35,4938576088676
1000	57,8930835876744	42,7936911167152	-38,9911416593131	-42,3379749133067
719,685668945313	70,3283356899314	45,5443906175362	-53,589022049231	-49,6393600916992
517,947448730469	85,0426314825547	47,849970355909	-70,3038189088726	-55,7601180321247
372,759368896484	107,256283943628	52,1610369938437	-93,7183902183723	-60,9009095679162
268,269592285156	140,068196218519	56,8173810520037	-128,026890934292	-66,0687075770324
193,069778442383	182,736193989389	66,2831483050166	-170,291106181452	-68,7323025524048
138,949554443359	236,717118052206	73,2729487765221	-225,091245846068	-71,9686075187766
100	318,368188466012	91,1433338075516	-305,042941451815	-73,3644568645339
71,9685668945313	440,444035254356	110,355537552638	-426,394891529681	-75,4896316180206
51,7947463989258	573,05058359395	128,603199261684	-558,433692122016	-77,0313082641508
37,275936126709	758,918829189553	169,902478945876	-739,655958501308	-77,0633030804535
26,8269577026367	1036,54029815504	203,841673313208	-1016,29934661015	-78,6585315562346
19,306978225708	1363,71640211894	288,986480485431	-1332,74500168069	-77,7656351435177
13,8949546813965	1794,16202040335	393,069826847543	-1750,57518167026	-77,3448391057149
10	2469,8786008956	533,100285706482	-2411,6600897601	-77,5351462768751
7,19685649871826	3254,57402435187	698,862654004345	-3178,65428614436	-77,6001680911007
5,17947483062744	4295,94484434918	958,039595828664	-4187,75622959536	-77,1140999548917
3,72759366035461	5705,00391847687	1311,75825864449	-5552,14913170697	-76,7069795017291
2,6826958656311	7728,15107131419	1869,70757907355	-7498,56736649139	-75,9992457569245
1,93069767951965	10035,1784507767	2516,3726551849	-9714,55995911141	-75,4777968959288

(continua)

TABELA 12 – MEDIDAS OBTIDAS PARA AMOSTRA 2 NO ENSAIO DE ESPECTROSCOPIA DE IMPEDÂNCIA ELETROQUÍMICA

Frequência	Módulo da impedância: $ Z $ (Ω)	Impedância real: Zre (Ω)	Impedância imaginária: Zim (Ω)		Fase da impedância (θ) (graus)
			Zim (Ω)	(conclusão)	
1,38949549198151	13189,3823133181	3491,42330782773	-12718,8745214514	-74,6499987471588	
1	17187,1910256427	4886,86046357561	-16477,8072012472	-73,4811037729507	
0,719685673713684	22453,5838090382	6632,54635228207	-21451,6375774516	-72,8191218620726	
0,517947494983673	29241,3367335579	9089,16813140925	-27792,8551366048	-71,8905700987425	
0,372759371995926	45184,2638415841	14578,8683513759	-42767,6781752193	-71,1765158915493	
0,268269568681717	54016,6377982116	18680,1877924788	-50683,8015845389	-69,7679655160696	
0,193069770932198	74147,3553297999	22423,6542323878	-70675,3849177344	-72,39697834169	
0,138949543237686	89692,0941538278	34348,1862250479	-82854,5343161648	-67,4830527529066	
0,10000001490116	190192,715245199	71322,6887435558	-176313,195770286	-67,9755498974898	
0,0719685703516006	131148,483531203	58770,3088775208	-117243,232329098	-63,376845849942	
0,051794745028019	162720,271432215	79869,757700713	-141769,914085476	-60,6041357093987	
0,0372759364545345	197616,315562899	109341,347570703	-164610,685825914	-56,4062132460413	
0,0268269572407007	249616,072329435	149928,193258908	-199573,847062418	-53,0845972709511	
0,0193069782108068	293445,874921783	194088,74777614	-220090,980039456	-48,5923180447433	
0,0138949546962976	347515,500092348	252136,185548934	-239153,437653044	-43,4862619965858	
0,00999999977648258	434307,587424474	310573,464904132	-303590,519272109	-44,3485838825042	

FONTE: O autor (2020).

TABELA 13 – MEDIDAS OBTIDAS PARA AMOSTRA 3 NO ENSAIO DE ESPECTROSCOPIA DE IMPEDÂNCIA ELETROQUÍMICA

Frequência	Módulo da impedância: $ Z $ (Ω)	Impedância real: Zre (Ω)	Impedância imaginária: Zim (Ω)		Fase da impedância (θ) (graus)
			Zim (Ω)	(continua)	
100000	39,3221216231918	39,3200487633464	0,40375016674059	0,588309731667846	
71968,5703125	39,3027909644686	39,3025484992512	-0,138054557049312	-0,201256945435103	
51794,74609375	39,1477057405798	39,1308873042358	-1,14739859430784	-1,67954957026002	
37275,9375	38,8430912066717	38,8058524750843	-1,70045528368316	-2,50907056995681	
26826,95703125	39,332572551409	39,28750891519	-1,88226107400573	-2,74293830594042	
19306,9765625	38,8437357714162	38,746963164752	-2,74019236349325	-4,0452331345831	
13894,955078125	39,2629206356897	39,0800483684558	-3,7850701926948	-5,53208646482507	
10000	39,734591774194	39,3970818219916	-5,16795195151202	-7,47316260935342	
7196,85693359375	40,5081169160458	39,8694021452366	-7,16507562175306	-10,188080859567	

TABELA 13 – MEDIDAS OBTIDAS PARA AMOSTRA 3 NO ENSAIO DE ESPECTROSCOPIA DE IMPEDÂNCIA ELETROQUÍMICA

Frequência	Módulo da impedância: $ Z $ (Ω)	Impedância real: Zre (Ω)	Impedância imaginária:		Fase da impedância (θ) (graus)
			Zim (Ω)	(continua)	
5179,474609375	40,8959219860618	39,9059575157079	-8,94376821281548	-12,6324451290769	
3727,59375	42,3294557512867	40,6038634584011	-11,9628214252182	-16,4161720160013	
2682,69580078125	44,4273062162264	41,3366800748997	-16,2807990594975	-21,4974172910317	
1930,69775390625	47,4959590272899	42,1605719731222	-21,8712664201501	-27,4185297873336	
1389,49548339844	52,241819825006	43,3018989465087	-29,2259009485548	-34,0167309066747	
1000	59,3920626994334	44,8356522602469	-38,9510127993053	-40,9825076458215	
719,685668945313	71,3967378212808	47,4730073537463	-53,3273639355243	-48,3239311226811	
517,947448730469	86,6829608006742	50,1150907259014	-70,727741196124	-54,6800082318068	
372,759368896484	108,118082627791	53,5058015157925	-93,9502474465201	-60,3379636752675	
268,269592285156	141,903662632234	59,0847846098555	-129,017974313853	-65,3942194735404	
193,069778442383	185,120668823971	67,3334501693093	-172,440913109771	-68,6707168104924	
138,949554443359	240,932638143773	75,0941310701388	-228,931010572484	-71,839433392576	
100	325,696101003728	91,5231625715395	-312,572329104696	-73,6796335222501	
71,9685668945313	453,349077575732	110,781969357474	-439,605210847241	-75,855777367256	
51,7947463989258	585,970344362453	135,412279858069	-570,109427159288	-76,6387067302156	
37,275936126709	759,987745507153	168,21745079384	-741,137141539585	-77,212113167184	
26,8269577026367	1051,12876981306	217,481564426734	-1028,38390684765	-78,0590850330351	
19,306978225708	1369,74962746306	281,469503119171	-1340,51816875007	-78,1418294868469	
13,8949546813965	1840,40330929951	389,268565050291	-1798,76466641534	-77,7889876737715	
10	2437,58146151864	515,009581069101	-2382,55503880737	-77,8026884921446	
7,19685649871826	3284,28738834532	698,605502938869	-3209,12667255558	-77,7187021878156	
5,17947483062744	4379,2789324033	947,195538278119	-4275,61745015354	-77,5087621401994	
3,72759366035461	5821,96402192172	1316,3725862423	-5671,19284513767	-76,9321608281856	
2,6826958656311	7810,48804759855	1848,45098438851	-7588,60675618344	-76,310347330409	
1,93069767951965	10250,8348536621	2567,84440916333	-9924,00071983984	-75,492838409222	
1,38949549198151	13488,6815202787	3581,83011645463	-13004,4231772257	-74,6007561650039	
1	17804,1872214643	4983,3003453257	-17092,5656437303	-73,746070096779	
0,719685673713684	23126,3443557932	6927,01403632145	-22064,5480307967	-72,570674965773	
0,517947494983673	30133,5618812202	9585,12076252176	-28568,4618349886	-71,4526721502313	
0,372759371995926	46500,9954124062	15673,0994907089	-43780,0928128181	-70,3028335214216	
0,268269568681717	55303,8508700819	20039,8077289271	-51545,3395298536	-68,7549031052572	
0,193069770932198	71933,4772172623	28584,0341471771	-66010,4396019251	-66,5862813307406	
0,138949543237686	135005,845308455	54930,5097203679	-123325,655762745	-65,9913186632412	
0,10000001490116	171618,60825097	76382,7178601747	-153683,52907938	-63,572023967025	

TABELA 13 – MEDIDAS OBTIDAS PARA AMOSTRA 3 NO ENSAIO DE ESPECTROSCOPIA DE IMPEDÂNCIA ELETROQUÍMICA

Frequência	Módulo da impedância: $ Z $ (Ω)	Impedância real: Z_{re} (Ω)	Impedância imaginária: Z_{im} (Ω)		Fase da impedância (θ) (graus)
			Z_{im} (Ω)	(conclusão)	
0,0719685703516006	131178,365034797	68475,1589528231	-111887,96208524	-58,5334692322758	
0,051794745028019	166808,74487612	96316,6350663064	-136192,008490404	-54,7315874982535	
0,0372759364545345	204269,663892945	117198,00978452	-167304,27994969	-54,9884442304592	
0,0268269572407007	249264,244655184	157286,314521038	-193374,452624715	-50,8758895199107	
0,0193069782108068	294526,689304908	216775,111340744	-199385,360084731	-42,607220582649	
0,0138949546962976	348147,726276807	251777,877096331	-240446,958634488	-43,6812949845369	
0,00999999977648258	405232,183534632	323014,333231772	-244693,406325303	-37,1450610070299	

FONTE: O autor (2020).

Na TABELA 14, considerando a área (A) igual a 0,28 cm², têm-se os dados obtidos tratados das três amostras no ensaio EIS, para se construir o diagrama Nyquist (Z_{re} x Z_{im}) mostrado na FIGURA 28 nos resultados no item 4.4. Vale mencionar que após a construção do diagrama constatou a presença de dados espúrios, os quais foram descartados na construção final do diagrama.

TABELA 14 – TRATAMENTO DOS DADOS OBTIDOS DAS AMOSTRAS PARA CONSTRUÇÃO DO DIAGRAMA NYQUIST

AMOSTRA 1		AMOSTRA 2		AMOSTRA 3	
$Z_{re} = Z_{re}.A$ ($\Omega.cm^2$)	$Z_{im} = -(Z_{im}).A$ ($\Omega.cm^2$)	$Z_{re} = Z_{re}.A$ ($\Omega.cm^2$)	$Z_{im} = -(Z_{im}).A$ ($\Omega.cm^2$)	$Z_{re} = Z_{re}.A$ ($\Omega.cm^2$)	$Z_{im} = -(Z_{im}).A$ ($\Omega.cm^2$)
10,63725	0,033078	10,21763	0,082041	11,00961	-0,11305
10,52654	-0,10344	10,04396	-0,07034	11,00471	0,038655
10,59354	0,21773	10,23497	0,326676	10,95665	0,321272
10,56633	0,383682	10,17255	0,537132	10,86564	0,476127
10,56359	0,600765	10,06552	0,575568	11,0005	0,527033
10,61609	0,750575	10,30105	0,854933	10,84915	0,767254
10,58352	0,974698	10,3904	1,1276	10,94241	1,05982
10,65621	1,264651	10,21079	1,45372	11,03118	1,447027
10,79965	2,252372	10,40563	2,616152	11,17367	2,504255
11,00071	3,065627	10,63386	3,404736	11,36908	3,34959

(continua)

TABELA 14 – TRATAMENTO DOS DADOS OBTIDOS DAS AMOSTRAS PARA CONSTRUÇÃO DO DIAGRAMA NYQUIST

continua

AMOSTRA 1		AMOSTRA 2		AMOSTRA 3	
$Z_{re} = Z_{re}.A (\Omega.cm^2)$	$Z_{im} = -(Z_{im}).A (\Omega.cm^2)$	$Z_{re} = Z_{re}.A (\Omega.cm^2)$	$Z_{im} = -(Z_{im}).A (\Omega.cm^2)$	$Z_{re} = Z_{re}.A (\Omega.cm^2)$	$Z_{im} = -(Z_{im}).A (\Omega.cm^2)$
11,15315	4,148324	10,79757	4,53315	11,57427	4,558624
11,41064	5,520485	11,16165	6,160129	11,80496	6,123955
11,68317	7,407888	11,51484	8,211594	12,12453	8,183252
12,03211	9,838946	11,98223	10,91752	12,55398	10,90628
12,43322	13,45417	12,75243	15,00493	13,29244	14,93166
13,19794	17,99741	13,398	19,68507	14,03223	19,80377
14,10502	24,21001	14,60509	26,24115	14,98162	26,30607
15,2061	32,71529	15,90887	35,84753	16,54374	36,12503
16,8891	44,8794	18,55928	47,68151	18,85337	48,28346
19,27262	59,28258	20,51643	63,02555	21,02636	64,10068
21,50535	80,40502	25,52013	85,41202	25,62649	87,52025
28,52965	112,3381	30,89955	119,3906	31,01895	123,0895
33,21257	146,2899	36,0089	156,3614	37,91544	159,6306
39,0717	196,4584	47,57269	207,1037	47,10089	207,5184
49,14133	267,3473	57,07567	284,5638	60,89484	287,9475
64,92094	363,461	80,91621	373,1686	78,81146	375,3451
85,17909	485,4565	110,0596	490,1611	108,9952	503,6541
100,6701	655,0469	149,2681	675,2648	144,2027	667,1154
145,0514	876,2611	195,6815	890,232	195,6095	898,5555
190,8977	1180,612	268,2511	1172,572	265,2148	1197,173
358,2224	2158,866	523,5181	2099,599	517,5663	2124,81
493,5136	2873,292	704,5843	2720,077	718,9964	2778,72
663,4467	3856,117	977,5985	3561,285	1002,912	3641,238
866,0765	5138,768	1368,321	4613,786	1395,324	4785,918
1292,182	6830,302	1857,113	6006,459	1939,564	6178,073
1809,006	9172,206	2544,967	7781,999	2683,834	7999,169
2810,578	13835,18	4082,083	11974,95	4388,468	12258,43
3940,77	17649,1	5230,453	14191,46	5611,146	144432,7
9526,029	42333,44	6278,623	19789,11	8003,53	18482,92
24178,61	566649,47	9617,492	23199,27	15380,54	34531,18
19302,21	66509,71	19970,35	49367,69	21387,16	43031,39
15731,83	48513,95	16455,69	32828,11	19173,04	31328,63
22733,86	62957,91	22363,53	39695,58	26968,66	38133,76

TABELA 14 – TRATAMENTO DOS DADOS OBTIDOS DAS AMOSTRAS PARA CONSTRUÇÃO DO DIAGRAMA NYQUIST (conclusão)

AMOSTRA 1		AMOSTRA 2		AMOSTRA 3	
$Z_{re} = Z_{re}.A (\Omega.cm^2)$	$Z_{im} = -(Z_{im}).A (\Omega.cm^2)$	$Z_{re} = Z_{re}.A (\Omega.cm^2)$	$Z_{im} = -(Z_{im}).A (\Omega.cm^2)$	$Z_{re} = Z_{re}.A (\Omega.cm^2)$	$Z_{im} = -(Z_{im}).A (\Omega.cm^2)$
32503,11	78353,36	30616,58	46090,99	32815,44	46845,2
47705,49	95133,77	41979,89	55880,68	44040,17	54144,85
32503,11	78353,36	30616,58	46090,99	32815,44	46845,2
47705,49	95133,77	41979,89	55880,68	44040,17	54144,85
63880,18	132114,4	54344,85	61625,47	60697,03	55827,9
296555,3	164155,8	70598,13	66962,96	70497,81	67325,15
410759,6	376875,8	86960,57	85005,35	90444,01	68514,15

FONTE: O autor (2020).

APÊNDICE 4 – INFERÊNCIA ESTATÍSTICA DOS RESULTADOS OBTIDOS DA QUANTIFICAÇÃO DE FASES METALÚRGICAS OBTIDAS POR ANÁLISE DE IMAGENS

A TABELA 15 apresenta um resumo dos principais parâmetros estatísticos obtidos a partir dos resultados via análise de imagens (uso do software *ImageJ*). Por inferência estatística, conforme Morettin e Bussab (2004), o intervalo de confiança (última coluna) foi determinado utilizando a distribuição t de Student⁴⁸, sendo as variáveis:

n = número de imagens metalográficas;

\bar{X} = teor médio amostral de fase ferrita (δ) ou sigma (σ) obtida via análise de imagens;

S = desvio padrão amostral;

α = nível de significância;

$1 - \alpha$ = nível de confiança;

t = “t” de Student⁴⁹;

I.C. = intervalo de confiança de 95 % para porcentagem da fase ferrita (δ) ou sigma (σ) para as amostras 1 a 3;

μ = teor médio populacional.

Além do disso, os limites de confiança (inferior e superior) do I.C. foram calculados utilizando a seguinte expressão (média \pm precisão):

$$\text{Limites de confiança} = \bar{X} \pm t \frac{S}{\sqrt{n}} \quad (2)$$

TABELA 15 – PARÂMETROS ESTATÍSTICOS PARA QUANTIDADE DE FASE OBTIDA VIA ANÁLISE DE IMAGENS.

Amostras	Fase	n	\bar{X}	S	α	$1 - \alpha$	t	precisão	I.C.
1	δ	4	7,4	0,6	0,05	0,95	2,353	0,71	$6,69 \leq \mu \leq 8,11$
2	σ	4	2,7	0,6	0,05	0,95	2,353	0,71	$1,99 \leq \mu \leq 3,41$
3	σ	4	5,8	0,3	0,05	0,95	2,353	0,35	$5,45 \leq \mu \leq 6,15$

FONTE: O autor (2020).

⁴⁸ A distribuição t de Student é utilizado para inferências estatísticas quando se tratar de pequenas amostras ($n < 30$).

⁴⁹ Valor é tabelado, em função do valor do nível de confiança ($1 - \alpha$) e do grau de liberdade ($v = n - 1$)

APÊNDICE 5 – RESULTADOS COMPLEMENTARES DO ENSAIO DE EROÇÃO POR CAVITAÇÃO

A TABELA 16 apresenta os valores médios da perda de massa acumulada das amostras 1 a 3 em função do tempo de ensaio. O período de incubação considerado no presente trabalho foi o tempo de ensaio na qual a perda de massa se tornou significativa. O valor acima de 0,20 mg foi considerado como critério de perda de massa acumulada significativa, para distinguir uma perda de massa aparente, em função de erro experimental, da perda de massa real. Critério similar foi adotado por Severo (2017), ou seja, valores menores que 0,20 mg corresponderam ainda ao estágio de incubação.

Desta forma, uma vez que o critério foi atingido, o que indica uma perda de massa efetiva, o período de incubação foi determinado a partir da técnica de interpolação utilizando a primeira medida que ultrapassa o critério e a medida anterior, conforme circulado e ilustrado na TABELA 16.

TABELA 16 – EXEMPLO DO CRITÉRIO QUANTITATIVO PARA DETERMINAR O PERÍODO DE INCUBAÇÃO

tempo de ensaio (h)	Perda de massa acumulada (mg)
t_0	m_0
t_1	m_1
t_2	m_2
t_3	m_3
t_4	m_4
t_5	m_5
t_6	m_6
t_7	m_7
t_8	m_8
t_9	m_9
t_{10}	m_{10}
t_{11}	m_{11}
t_{12}	m_{12}
t_{13}	m_{13}
t_{14}	m_{14}
t_{15}	m_{15}

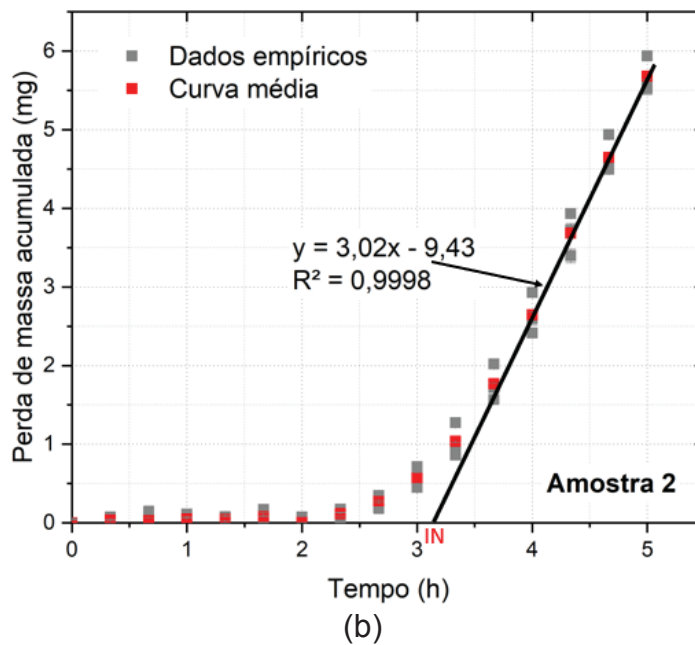
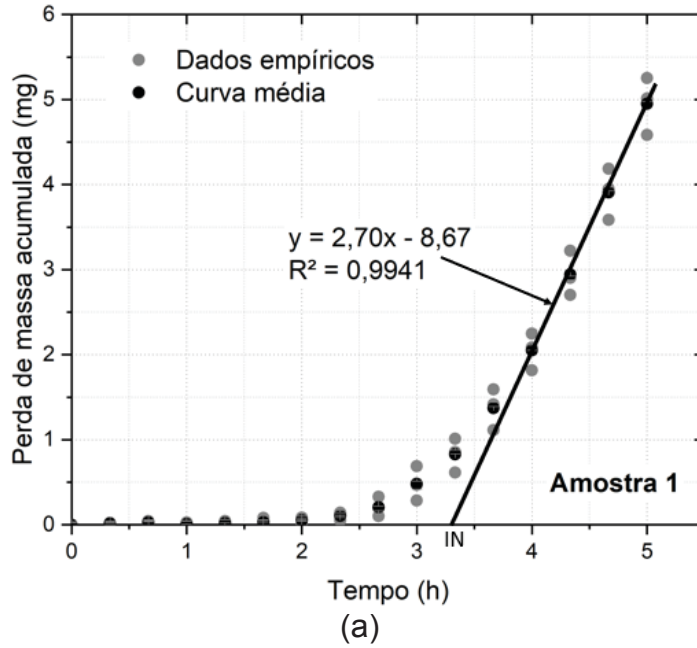
FONTE: O autor (2020).

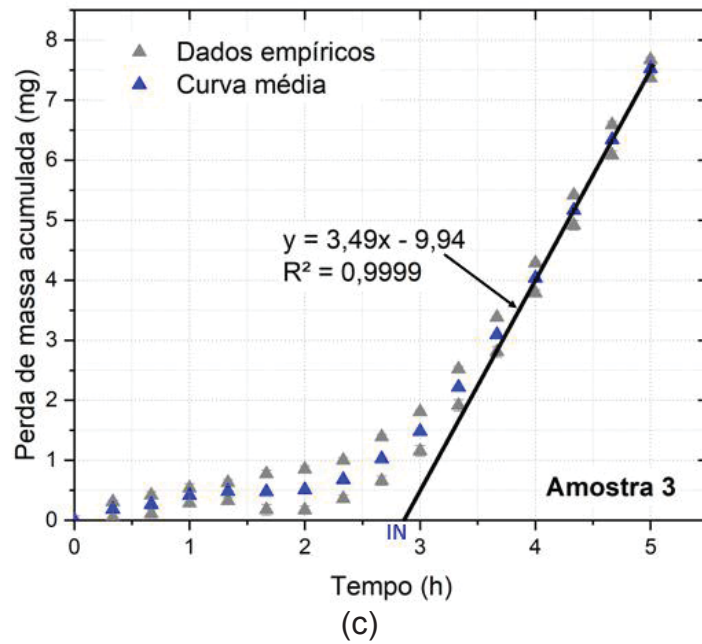
LEGENDA: t_n = tempo de ensaio e m_n = perda de massa acumulada; considerando, por exemplo, $m_6 \geq 0,20$ mg, logo $t_6 \geq$ período de incubação $> t_5$

Na FIGURA 37 é apresentado os dados empíricos plotados junto à curva média da cavitação, mostrando a construção da reta no estágio de máxima taxa

erosão e sua respectiva equação da reta, utilizados para determinar o período de incubação nominal e a taxa de erosão máxima (TABELA 6).

FIGURA 37 – DETERMINAÇÃO DA CURVA PERDA MÉDIA DE MASSA ACUMULADA vs. TEMPO DE ENSAIO E, CONSEQUENTEMENTE, O PERÍODO DE INCUBAÇÃO NOMINAL E A TAXA DE EROSIÃO MÁXIMA





FONTE: O autor (2020).

LEGENDA: IN – Período de Incubação Nominal.

Os valores de incerteza do período de incubação nominal e da taxa de erosão máxima foram calculados utilizando as retas máximas e mínimas que possuem, respectivamente, a máxima e mínima inclinações. Para cada uma dessas retas calculou-se os coeficientes angulares e lineares, denominados respectivamente $a_{máx}$, $b_{máx}$, $a_{mín}$, $b_{mín}$. Assim, as incertezas nos coeficientes da reta média foram obtidas através das expressões:

$$\text{Incerteza da taxa de erosão máxima} = \sigma_a = \frac{|a_{máx} - a_{mín}|}{2} \quad (3)$$

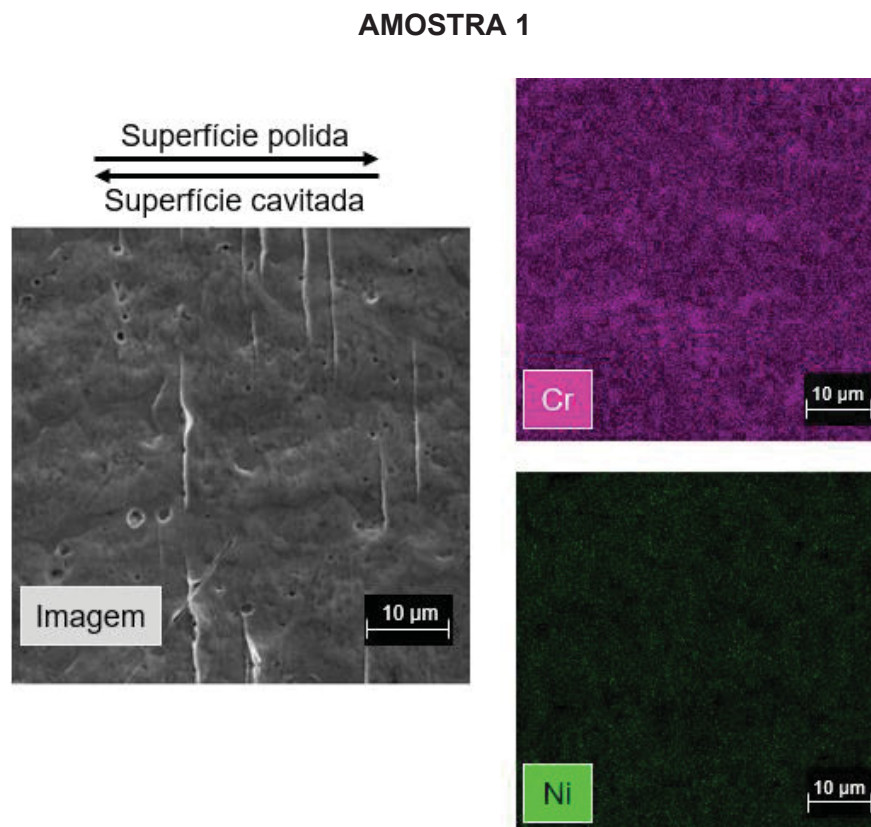
$$\text{Incerteza do período de incubação nominal} = \sigma_b = \frac{|b_{máx} - b_{mín}|}{2} \quad (4)$$

APÊNDICE 6 – RESULTADOS DO MAPEAMENTO DOS ELEMENTOS QUÍMICOS

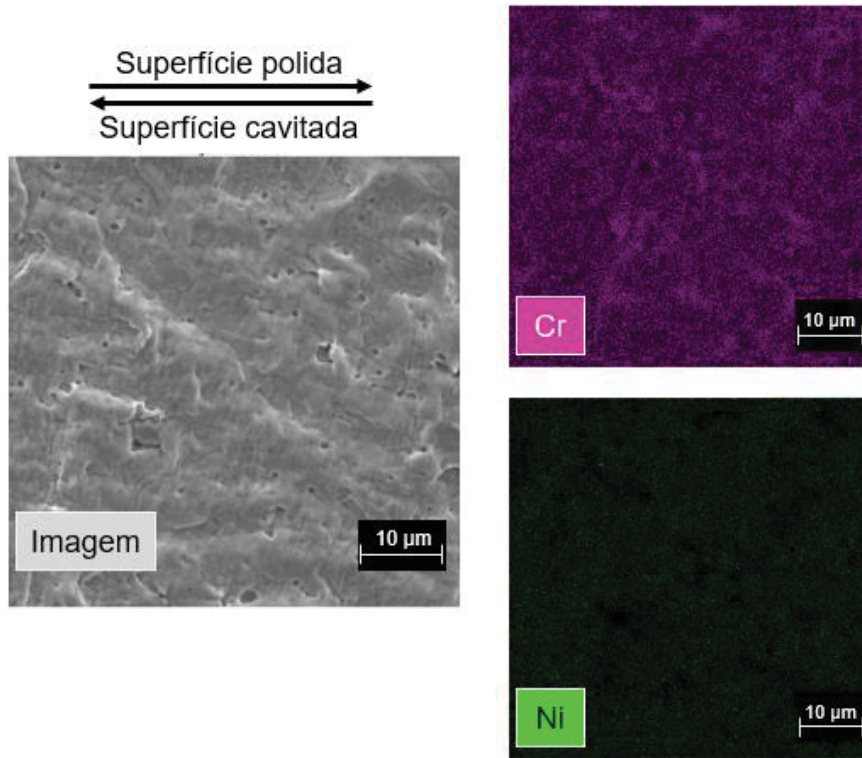
A FIGURA 38 apresenta o mapeamento separado dos elementos cromo e níquel, via MEV-EDS, das superfícies das amostras 1 a 3, especificamente, na região intermediária entre a zona cavitada e polida, as quais estão apontadas o sentido de cada área.

O cromo está representado pela cor roxa e o níquel pela cor verde, sendo que, de maneira geral, as regiões com maior concentração de cromo coincidem com as regiões com menor concentração de níquel.

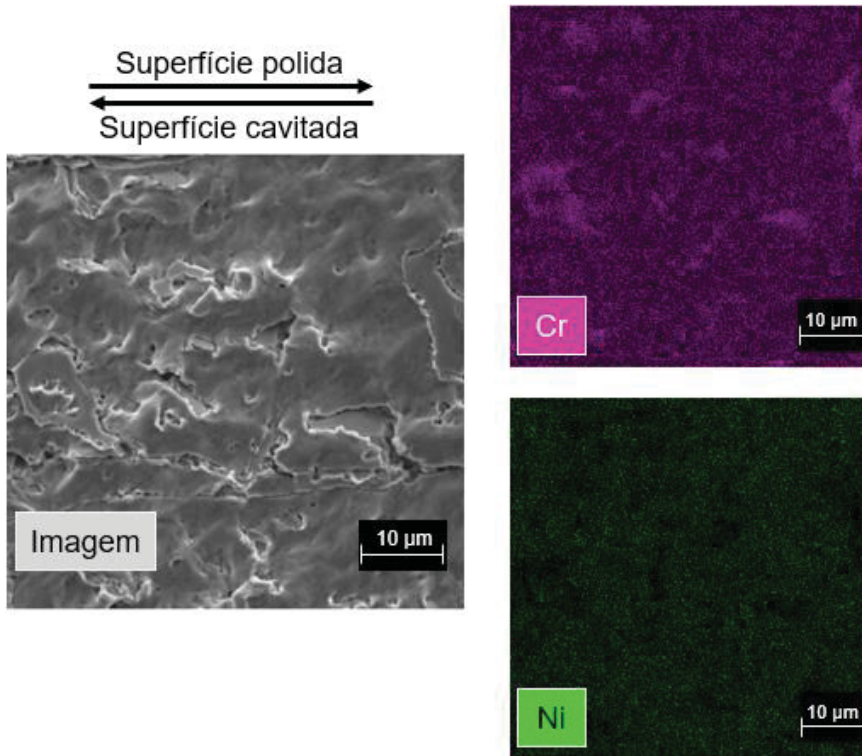
FIGURA 38 – MAPEAMENTO SEPARADO DOS ELEMENTOS CROMO E NÍQUEL DAS AMOSTRAS NA REGIÃO INTERMEDIÁRIA ENTRE A ZONA CAVITADA E POLIDA



AMOSTRA 2



AMOSTRA 3



FONTE: O autor (2020).

ANEXO 1 – DETALHAMENTO DO PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL PARA REALIZAÇÃO DOS ENSAIOS DE EROÇÃO POR CAVITAÇÃO

Para a realização dos ensaios de cavitação de modo a atender os preceitos da norma ASTM G32-10, alguns procedimentos foram padronizados, os quais são descritos na sequência:

Segundo a norma em questão, uma frequência de $20 \pm 0,5$ kHz, e amplitude de $50 \mu\text{m} \pm 5 \%$ devem ser adotadas nos ensaios. O gerador ultrassônico utilizado trabalha segundo a configuração de fábrica de 20 kHz, a qual não possui flutuações durante a operação (segundo informação contida no catálogo do fabricante), em função deste se autocalibrar continuamente. O controle da amplitude também automático, sendo necessário para alcançar a amplitude de vibração especificada, apenas ajustar a configuração do equipamento.

A perda de massa foi identificada através da medição de massa da amostra após cada intervalo de exposição à cavitação. Previamente à medição de massa, as amostras foram limpas em banho de ultrassom durante 5 minutos utilizando acetona⁵⁰, secas na sequência utilizando inicialmente papel toalha e após jato de ar. A manipulação das amostras foi realizada utilizando-se de luvas de látex.

As medições de massa foram realizadas previamente ao início do ensaio e após cada intervalo de exposição à cavitação. A balança, com precisão 0,01 mg, foi calibrada anteriormente a cada sequência de medições de massa (exemplo: medição 1, medição 2, medição 3). Cada medida de perda de massa foi determinada a partir do valor médio de no mínimo 3 medições. Os valores de desvios padrão encontrados entre as medições de uma sequência, foram da ordem de 10^{-2} mg⁵¹. A perda de massa com o tempo de ensaio foi determinada segundo a variação de massa a cada novo intervalo de exposição à cavitação, em relação à medida de massa que foi obtida com a amostra não tendo ainda sido submetida ao ensaio.

De acordo com os ensaios preliminares, constatou-se que a temperatura do líquido de ensaio se eleva rapidamente durante o primeiro minuto, podendo ultrapassar o limite superior de temperatura especificado pela norma ($25 \text{ }^\circ\text{C} \pm 2 \text{ }^\circ\text{C}$).

⁵⁰ Ao invés de acetona, neste trabalho foi utilizado álcool isopropílico

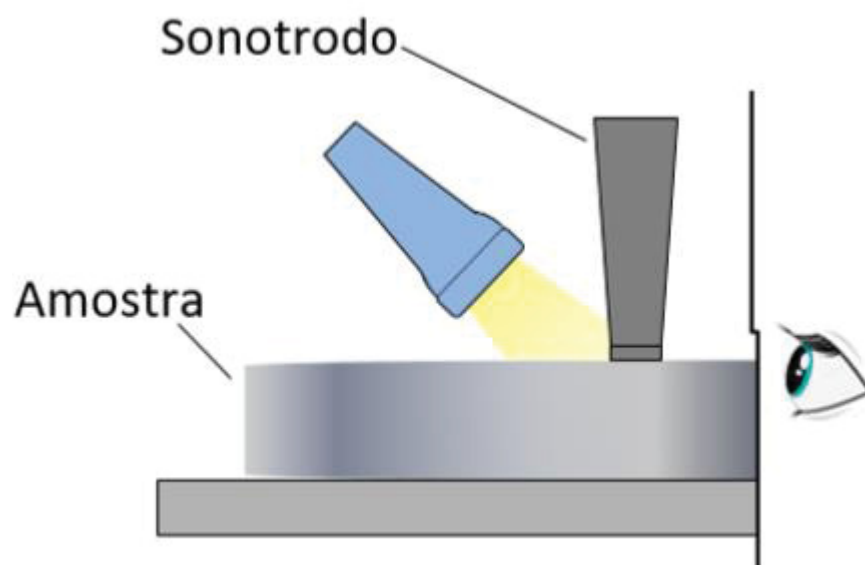
⁵¹ Nas medições de massa realizadas neste trabalho os desvios padrão se encontraram nessa ordem citada por Severo (2017)

Neste sentido, determinou-se uma temperatura inicial de ensaio de 21 °C, a qual durante o intervalo de, aproximadamente, 30 s atingia o valor de 23 °C (limite inferior, do intervalo estipulado pela norma). Entre 2 e 4 min o sistema alcança a estabilidade térmica, com uma temperatura situada entre 24 e 26 °C. O valor exato de 25 °C pode ser facilmente obtido após este período de estabilização através do ajuste na temperatura do sistema de arrefecimento (*chiller*).

O controle de temperatura foi realizado por meio de um termopar acoplado ao sonicador (gerador ultrassônico), o qual foi posicionado no interior do líquido a distância de 3 mm (distância radial e profundidade abaixo da superfície da amostra), conforme sugerido pela norma.

No intuito de buscar uma maior uniformidade na distância de 500 µm (0,5 mm) entre a amostra e a ponta do sonotrodo (sonda), este foi posicionado sobre a superfície da amostra, e utilizando uma lanterna com feixe de luz posicionado atrás da região de contato entre as duas superfícies, e o olho posicionado pouco abaixo da superfície da amostra no lado oposto da luz emitida, era observado se havia passagem de luz entre as duas superfícies (FIGURA 1). Este procedimento era realizado no início de cada ensaio (após diversas verificações, constatou-se que, uma vez realizado este ajuste, não havia necessidade de repetição deste procedimento, até a próxima troca da ponta substituível ou troca de amostra)

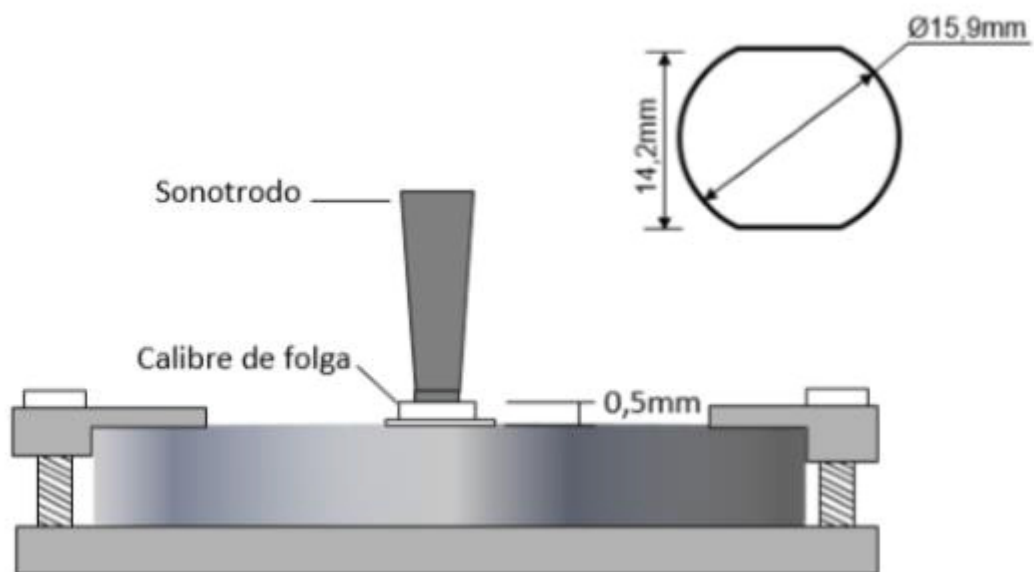
FIGURA 1 – REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DA VERIFICAÇÃO DE PLANICIDADE



FONTE: Severo (2017).

A distância de 500 μm (0,5 mm) entre o sonotrodo e a amostra foi ajustada com a utilização de dois calibres de folga: um calibre de espessura 0,45 mm e outro de 0,5 mm. Com o objetivo de evitar a formação de riscos sobre a superfície das amostras (haja vista que a norma determina que não deverá haver marcas de arranhões na superfície da amostra a ser cavitada, uma vez que, estas podem atuar como locais de aceleração dos danos por cavitação), utilizou-se na ajustagem da distância de 0,5 mm, o calibre de folga de 0,45 mm e um filete de papel de 0,05 mm de espessura. Para a verificação da distância, o calibre de 0,45 mm deveria passar através do espaço entre a ponta do sonotrodo e a amostra (considerando o espaço de 0,05 mm referente à espessura do filete de papel), enquanto o calibre de 0,5 mm não deveria passar. A verificação da distância entre as superfícies da ponta do sonotrodo e da amostra foi realizada antes de cada ciclo de cavitação.

FIGURA 2 – REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DO PROCEDIMENTO DE AJUSTAGEM DA DISTÂNCIA ENTRE A PONTA DO SONOTRODO E A AMOSTRA UTILIZANDO O CALIBRE DE FOLGA, E INDICAÇÃO DAS DIMENSÕES DA PONTA DO SONOTRODO.

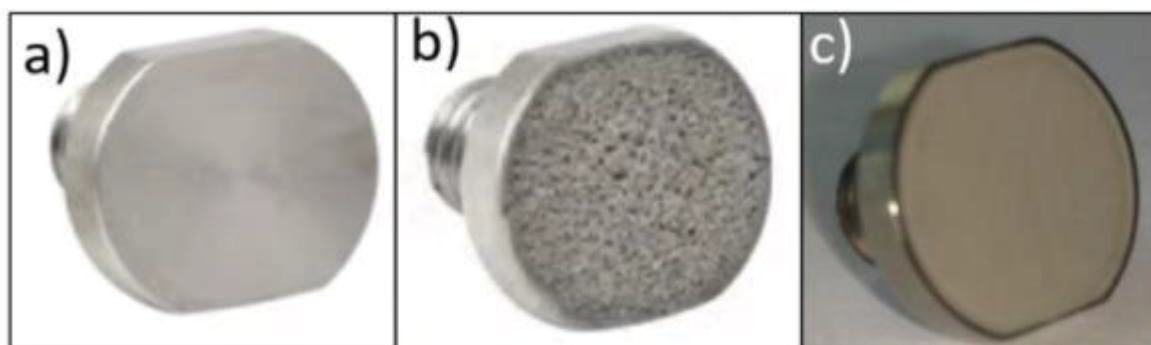


FONTE: Severo (2017).

A troca da ponta do sonotrodo é recomendada, uma vez que, caso a sua superfície seja erodida (promovendo, assim, uma menor área de vibração) pode ocorrer perda de eficiência no sistema. Como não há um período de tempo definido pela norma utilizada para troca da ponta substituível e o manual do equipamento utilizado fornece apenas uma avaliação visual caracterizando uma superfície gasta (e

portanto com necessidade de troca) (FIGURA 3b), trabalhou-se nesta pesquisa com 3 pontas⁵², as quais foram substituídas a cada 9 horas de ensaio⁵³. Enquanto uma ponta estava em operação as demais eram lixadas empregando-se lixas de gramatura 1200 e polidas com suspensão de alumina 1 μm de modo a alcançar o acabamento necessário à sua reutilização.

FIGURA 3 – (a) PONTA NÃO CAVITADA, (b) PONTA DESGASTADA E (c) PONTA APÓS 9h DE ENSAIO

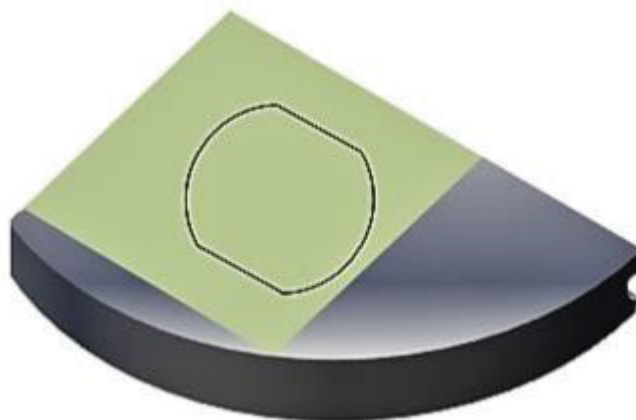


FONTE: Severo (2017).

Buscou-se realizar os ensaios de cavitação sempre sobre a mesma região das amostras, posicionando-as no mesmo local em relação à ponta do sonotrodo. Para tanto, empregou-se um gabarito de papel sobre o qual foi desenhada, em escala, a geometria da ponta do sonotrodo (FIGURA 4). Este gabarito era alinhado no vértice da amostra cujas arestas formavam um ângulo reto. O aparafusamento das amostras no suporte foi realizado, primeiramente, no lado oposto ao gabarito, observando a concentricidade do desenho com a ponta do sonotrodo. Após fixação no lado oposto do gabarito, este era retirado e realizava-se a fixação na lateral oposta

⁵² Ao invés de 3 pontas, foram disponibilizados 2 pontas para o presente trabalho.

⁵³ Ao invés de 9 horas, ficou estabelecido 8 horas de trabalho com uma mesma ponteira.

FIGURA 4 – POSICIONAMENTO DO GABARITO SOBRE A AMOSTRA⁵⁴

FONTE: Severo (2017).

Os intervalos de exposição à cavitação eram ajustados no equipamento, de modo que, após transcorrido o tempo determinado, o sistema automaticamente interrompia o ensaio. Deste modo, os intervalos de ensaio constituíam-se de tempos regulares.

O recipiente contendo o líquido de ensaio (água destilada) é feito em alumínio, o qual proporciona boa troca térmica com a água refrigerada que circula ao seu entorno. De modo a manter a coluna d'água de 100 ± 10 mm estipulada pela norma, duas marcações foram realizadas na parede interna do recipiente: uma linha representando 90 mm de coluna d'água e outra representando 100 mm. O recipiente era preenchido com água destilada até a marcação de 90 mm, sendo os 10 mm restantes completados pelo empuxo gerado pela imersão do conjunto sonotrodo+peça. Para cada nova amostra a ser ensaiada, o recipiente contendo o líquido de ensaio era esvaziado, limpo utilizando esponja e detergente, e o líquido substituído.

O conjunto sonotrodo + ponta deveria estar imerso no líquido de ensaio à uma profundidade de 12 ± 4 mm. Uma marcação com fita adesiva foi posicionada no sonotrodo, sinalizando a distância de 12 mm. Dessa forma, bastava baixar o conjunto no líquido até que a superfície da água destilada tocasse a marcação (o suporte

⁵⁴ A amostra de Severo (2017) possuía geometria diferente à empregada neste trabalho, a qual possuía geometria quadrada, mas o método de posicionamento da amostra foi muito similar.

contendo a amostra move-se verticalmente conforme o movimento do sonotrodo, sendo que este movimento axial não causava interferência na distância de 500 μm entre a ponta do sonotrodo e amostra). Ao imergir o sonotrodo e o suporte na água destilada, o nível desta se eleva, alcançando a marcação de 100 mm.

FONTE: SEVERO, F.D.S. **Comportamento à Erosão por Cavitação do Aço Inoxidável Martensítico AISI 420 Cementado por Plasma à Baixa Temperatura,** Universidade Federal do Paraná. Curitiba, p.120 - 124. 2017.